

**ČESKÉ VYSOKÉ
UČENÍ TECHNICKÉ
V PRAZE**

FAKULTA STROJNÍ



**DIPLOMOVÁ
PRÁCE**

2018

Bc. Markéta Zvárová

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: Zvárová Jméno: Markéta Osobní číslo: 408810
Fakulta/ústav: Fakulta strojní
Zadávající katedra/ústav: Ústav strojírenské technologie
Studijní program: Strojní inženýrství
Studijní obor: Výrobní a materiálové inženýrství

II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

Analýza kvality vstupního materiálu

Název diplomové práce anglicky:

Analysis of input material quality

Pokyny pro vypracování:

1. Úvod do problematiky
2. Al slitiny a jejich metalurgické zpracování
3. Příčiny a kinetika vzniku vměstků
4. Popis metalurgického procesu v Kovolis Hedvikov a.s.
5. Analýza metalurgického procesu
6. Závěr a praktická doporučení

Seznam doporučené literatury:

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:


Ing. Aleš Herman, Ph.D., ústav strojírenské technologie FS


Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) diplomové práce:

Datum zadání diplomové práce: **23.04.2018**

Termín odevzdání diplomové práce: **10.08.2018**

Platnost zadání diplomové práce: **10.08.2018**

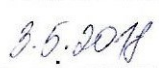

Ing. Aleš Herman, Ph.D.
podpis vedoucí(ho) práce



doc. Ing. Ladislav Kolařík, Ph.D.
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry


prof. Ing. Michael Valášek, DrSc.
podpis děkana(ky)

III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Diplomantka bere na vědomí, že je povinna vypracovat diplomovou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v diplomové práci.


Datum převzetí zadání


Podpis studentky

Prohlášení o autorství

Prohlašuji, že jsem předloženou diplomovou prací na téma *Analýza kvality vstupního materiálu* vypracovala samostatně pod vedením doc. Ing. Aleše Hermana, Ph.D. a použila jsem pouze podklady uvedené v seznamu použité literatury.

V Praze dne 10. 8. 2018

.....

Bc. Markéta Zvárová

Poděkování

Ráda bych touto cestou poděkovala vedoucímu své diplomové práce panu doc. Ing. Aleši Hermanovi, Ph.D. za jeho čas, ochotu a cenné připomínky, které pro mě byly při zpracování této práce velmi užitečné.

Dále bych ráda poděkovala společnosti Kovolis Hedvikov a. s. a všem kolegům z oddělení vývoje za vstřícný přístup, obětavé jednání a poskytnutí informací a materiálových zdrojů potřebných pro realizaci experimentální části této práce.

V neposlední řadě děkuji panu Ing. Tomášovi Kramárovi, Ph.D. za jeho čas a pečlivost při práci v laboratořích Ústavu strojírenské technologie ČVUT v Praze.

Abstrakt

Tato diplomová práce se věnuje problematice kvality vstupního materiálu ve společnosti Kovolis Hedvikov a. s. Sledovaným materiálem byla hliníková slitina ADC 12, u níž byla hodnocena stabilita dodávek zajišťovaná třemi různými dodavateli. V rámci teoretické části práce jsou zpracovány poznatky týkající se vlivu jednotlivých prvků na výsledné vlastnosti hliníkových slitin, procesy jejich metalurgického zpracování a příčiny a kinetika vzniku vměstků.

Klíčová slova

Slitiny hliníku, očkování, modifikace, rafinace, odplyňování, filtrace, tavicí proces, vměstky, intermetalické fáze, kinetika vzniku vměstků, kvalita, slévárenské housky

Abstract

This diploma thesis attends to the problematic of input material quality in Kovolis Hedvikov a. s. company. Monitored material was aluminium alloy ADC 12 where the stability of delivering provided by three suppliers was evaluated. Within a theoretical part of the thesis, there are writed up knowledge related to the influence of particular alloying elements on the resultant mechanical properties of alloys, processes of their metallurgical treatment and the causes and kinetics of inclusions formation.

Key words

Aluminium alloys, inoculation, modification, refining, degasification, filtration, melting proces, inclusions, intermetallic phases, kinetics of inclusions formation, quality, foundry ingots

Obsah

1	Úvod do problematiky	1
1.1	Cíle práce.....	1
2	Slitiny hliníku a jejich metalurgické zpracování	2
2.1	Technicky čistý hliník.....	2
2.2	Slitiny hliníku	2
2.3	Přísadové a doprovodné prvky ve slitinách hliníku.....	3
2.4	Krystalizace hliníkových slitin.....	13
2.4.1	Primární fáze $\alpha(\text{Al})$	13
2.4.2	Eutektikum	17
2.4.3	Primární fáze přísadového prvku	20
2.4.4	Intermetalické fáze.....	20
2.5	Metalurgie hliníkových slitin	21
2.5.1	Očkování.....	21
2.5.1.1	Očkování podeutektických slitin hliníku.....	22
2.5.1.2	Očkování nadeutektických slitin Al-Si	26
2.5.2	Modifikace.....	27
2.5.3	Rafinace.....	30
2.5.4	Odplyňování	31
3	Příčiny a kinetika vzniku vměstků	34
3.1	Vměstky.....	34
3.2	Příčiny a kinetika vzniku vměstků	36
3.2.1	Exogenní vměstky.....	36
3.2.2	Oxidické vměstky.....	36
3.2.3	Intermetalické fáze.....	38
4	Popis metalurgického procesu v Kovolis Hedvíkov a. s.	41
5	Analýza metalurgického procesu	45
6	Analýza kvality vstupního materiálu	48
6.1	Motivace	48
6.2	Příprava vzorků	49
6.3	Zaznamenávaná data	51
6.3.1	Plocha vzorku	51

6.3.2	Povrch vzorku.....	52
6.3.3	Řediny.....	52
6.3.4	Bublinatost	54
6.3.5	Vměstky.....	55
6.3.6	Částice primárního křemíku	59
6.4	Bližší analýza přítomných fází	60
6.5	Vyhodnocení	65
6.5.1	Vyhodnocení ředin vzorků	65
6.5.2	Vyhodnocení bublinatosti	68
6.5.3	Vyhodnocení intermetalických fází.....	69
6.5.4	Vyhodnocení primárního křemíku	72
6.5.5	Vyhodnocení materiálu jako celku.....	75
7	Závěr a praktická doporučení.....	78
8	Použitá literatura	81
9	Zdroje obrázků	84
10	Zdroje tabulek.....	85
11	Seznam elektronických příloh	86

1 Úvod do problematiky

Materiály na bázi hliníku lze dnes potkat nejen ve strojírenství, ale i v mnoha dalších odvětvích lidské činnosti, jako jsou například stavebnictví, doprava nebo potravinářský průmysl. Hojnost jejich využití je dána především dobrými fyzikálními, mechanickými, chemickými a technologickými vlastnostmi, které z nich dělají velmi perspektivní materiály.

Ve slévárenství jsou nejvíce využívány slitiny na bázi Al-Si, které disponují dobrými mechanickými a technologickými vlastnostmi. Proces jejich zpracování se neskládá pouze z natavení, ale i mnoha dalších metalurgických úprav, jakými jsou například očkování, modifikace a rafinace. Pomocí těchto metalurgických metod je dosahováno lepších výsledných vlastností odlitků.

Vstupní suroviny pro výrobu odlitků, kterými jsou slévárenské housky a vratný materiál, mohou obsahovat jistý podíl nečistot, které jsou z taveniny těžko odstranitelné. Vzhledem k tomu, že čistota materiálu odlitku nemůže být lepší než čistota jeho taveniny, je třeba materiál a jeho čistotu dobře monitorovat.

V rámci projektu zpracovávaného pro společnost Kovolis Hedvikov a. s. zabývající se vysokotlakým litím hliníkových odlitků byla sledována kvalita slévárenských housek slitiny ADC 12, které jsou do společnosti dodávány třemi nezávislými dodavateli.

1.1 Cíle práce

Cílem této práce je vytvoření jednotné metodologie, pomocí které bude možné hodnotit čistotu slévárenských housek sledované slitiny ADC 12. Dále pak aplikace této metodologie na sérii vzorků nasbíraných v časovém období prosinec 2017 až březen 2018 a určení množství vad nacházejících se ve vzorcích jednotlivých šarží taveb a jednotlivých dodavatelů. Dále pak vytvoření statistik založených na datech získaných ze vzorků a posouzení jakosti materiálu v rámci jednotlivých dodavatelů i napříč nimi. Posledním cílem je zhodnocení stability dodávek.

2 Slitiny hliníku a jejich metalurgické zpracování

2.1 Technicky čistý hliník

Technicky čistý hliník je stříbřitě bílý kov s teplotou tavení 660,4 °C a hustotou 2,702 g/cm³ při pokojové teplotě (resp. 2,375 g/cm³ při teplotě tavení) [1]. Jedná se o nealotropický kov, krystalizující v kubické plošně středěné mřížce (K12) s výbornou elektrickou vodivostí, tepelnou vodivostí a odolností proti korozi, která je dána schopností pasivace, tedy schopností tvorby ochranné vrstvy oxidu hlinitého (Al₂O₃) [1].

Z hlediska technologických vlastností je technicky čistý hliník nejvýraznější v oblasti tváření díky velmi dobré tvařitelnosti za tepla i za studena. Jeho obrobiteľnosť je dobrá, svařitelnost podmíněná a slévateľnosť obtížná [1, 2]. Praktické využití hliníku je limitováno především jeho špatnými mechanickými vlastnostmi – nízkou mezí pevnosti v tahu ($R_m < 100$ MPa) a malou tvrdostí ($HB < 40$), které mohou být zvýšeny pomocí přísadových prvků [3].

2.2 Slitiny hliníku

Vzhledem k nízkým hodnotám mechanických vlastností a špatné slévateľnosti technicky čistého hliníku jsou pro výrobu odlitků používány především jeho slitiny.

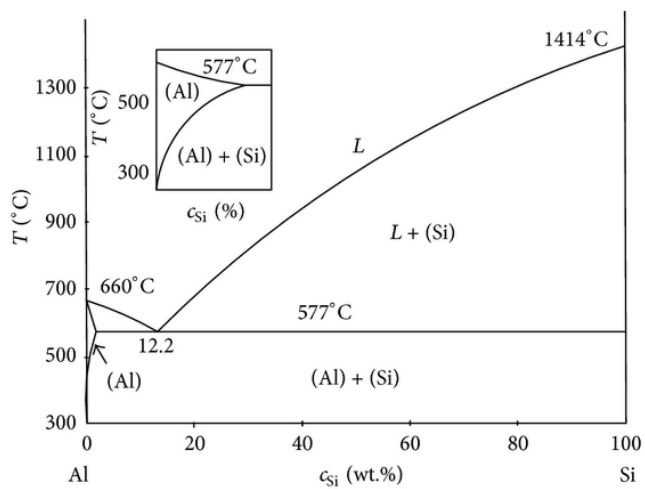
Slitiny hliníku lze rozdělit podle hlavních přísadových prvků, kterými jsou nejčastěji křemík, měď a hořčík, na siluminy (Al – Si), duraly (Al – Cu) a hydronaly (Al – Mg) [3].

Kromě hlavních přísadových prvků obsahují slitiny hliníku také vedlejší přísadové prvky a prvky doprovodné. Vedlejší přísadové prvky jsou do slitin přidávány záměrně s cílem zlepšovat mechanické a technologické vlastnosti, ovlivňovat strukturu materiálu nebo kompenzovat nepříznivý vliv prvků doprovodných, které se do slitiny dostávají například ze vsázkových surovin či vyzdívek a jsou při určité koncentraci škodlivé [4].

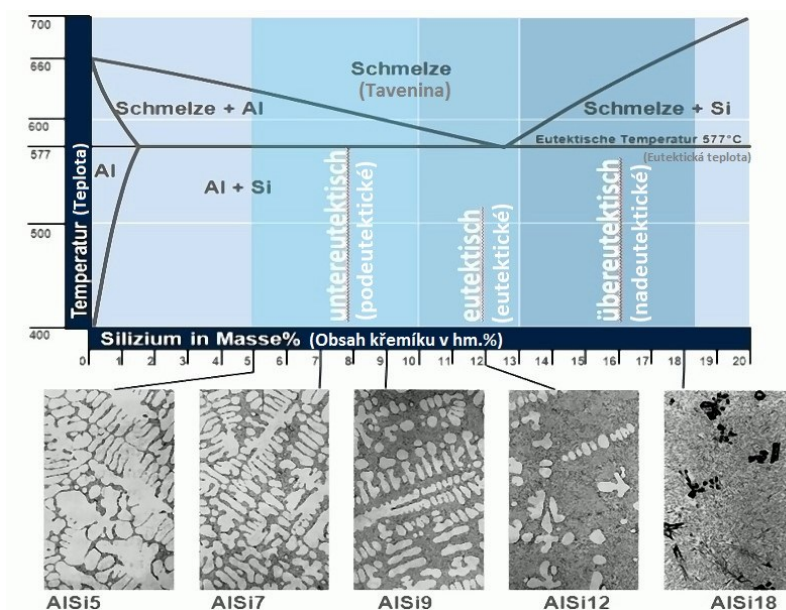
2.3 Příkladové a doprovodné prvky ve slitinách hliníku

Křemík

Křemík je základním přísadovým prvkem Al-Si slitin nesoucím název siluminy. Spolu s hliníkem vytváří slitinu krystalizující podle rovnovážného diagramu (viz obrázek 1) s eutektickým bodem tvořeným souřadnicemi 577 °C a 12,5 % Si, který rozděluje Al-Si slitiny na podeutektické, eutektické a nadeutektické, jak je patrné z obrázku 2 [4].



Obrázek 1: Rovnovážený diagram Al-Si [1]



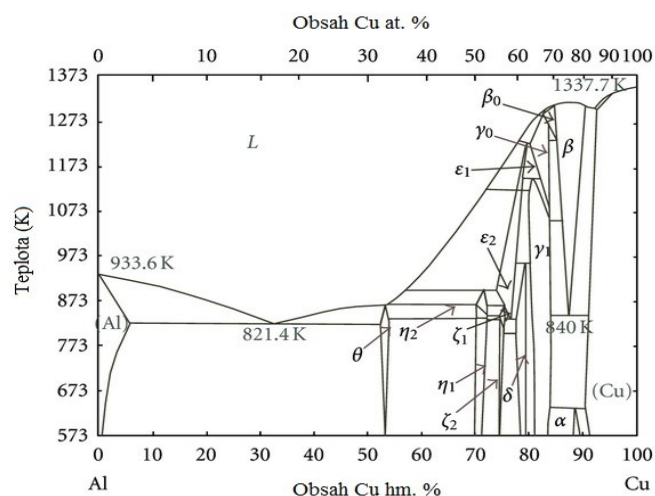
Obrázek 2: Část rovnovážného diagramu Al-Si slitin [4]

Tento prvek je významný především díky schopnosti zlepšovat velké množství slévárenských vlastností. S rostoucím obsahem křemíku se zužuje interval tuhnutí slitiny (až do eutektického složení, poté dochází k jeho opětovnému rozšiřování, jak je patrné z obrázku 1), který výrazně ovlivňuje zabíhavost, dosazování tekutého kovu a sklon ke vzniku rozptýlených staženin a mikrostaženin. Mimo to má přítomnost křemíku pozitivní vliv na kluzné vlastnosti a odolnost proti otěru, zmenšuje tepelnou roztažnost, zvyšuje korozní odolnost a snižuje nebezpečí vzniku trhlin a prasklin. Úzký interval tuhnutí, tedy příznivý z hlediska slévárenských vlastností, mají slitiny, jejichž chemické složení se blíží čistému kovu nebo eutektiku [3].

Optimální množství křemíku ve slitině je podmíněno způsobem lití. Procesy lití s nízkou rychlostí ochlazování, jako je například gravitační lití do pískových forem, by měly být realizovány ze slitin obsahující 5 ÷ 7 % Si. Slitiny s obsahem křemíku v rozmezí 7 ÷ 9 % jsou vhodné především pro procesy lití do trvalých forem a vysokotlaké odlitky mohou obsahovat 8 ÷ 12 % Si. Tato doporučená rozmezí byla stanovena na základě vztahů rychlosti ochlazování se zabíhavostí a vlivu podílu eutektika na dosazování [3, 5].

Měď

Prvními používanými slitinami hliníku byly slitiny na bázi Al-Cu, které obsahovaly 4 ÷ 10 % Cu. Rovnovážný diagram binárního systému Al-Cu je zachycen na obrázku 3.



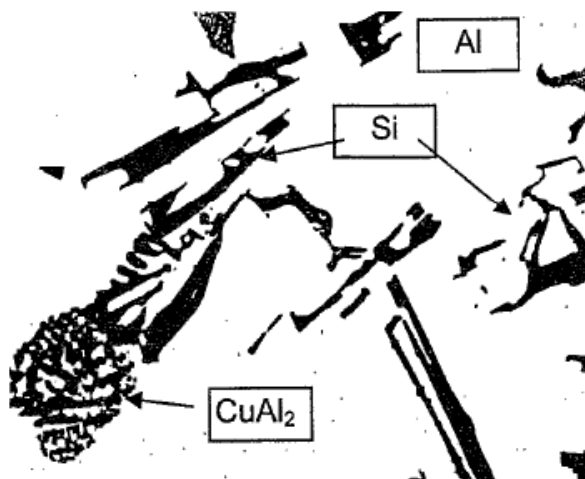
Obrázek 3: Rovnovážný diagram Al-Cu [3]

Přítomnost mědi v hliníku má vliv především na mechanické vlastnosti, jako jsou tvrdost, pevnost, tažnost a lomová houževnatost. Dalším podstatným efektem mědi je tepelná odolnost, díky které lze slitiny na bázi Al-Cu používat na odlitky vystavené zvýšeným teplotám.

Díky omezené rozpustnosti mědi v hliníku, která se při eutektické teplotě (548 °C) pohybuje kolem 5,7 % a s klesající teplotou se rychle snižuje, lze u těchto slitin provádět tepelné zpracování – vytvrzování [3].

Z hlediska slévárenských vlastností nejsou však tyto slitiny z důvodu širokého intervalu tuhnutí příliš příznivé. Mimo výrazného vlivu na slévatelnost snižuje měď také odolnost proti vzniku trhlin a odolnost korozní. Z těchto důvodů je současné využití Al-Cu slitin velmi omezené.

Ve slitinách Al-Si je měď jedním z nejběžnějších přísadových prvků, který zde figuruje jako nečistota ze vsázkových surovin. Díky zmíněné omezené rozpustnosti dochází již při obsazích okolo 1 % k tvorbě potrojného eutektika Al-Si-CuAl₂, obsahující intermetalickou fázi CuAl₂ zobrazenou na obrázku 4. Běžnými metalurgickými postupy nelze měď ze slitin Al-Si odstranit. Její přítomnost však lze využít pro vytvrzování [3, 4, 5].

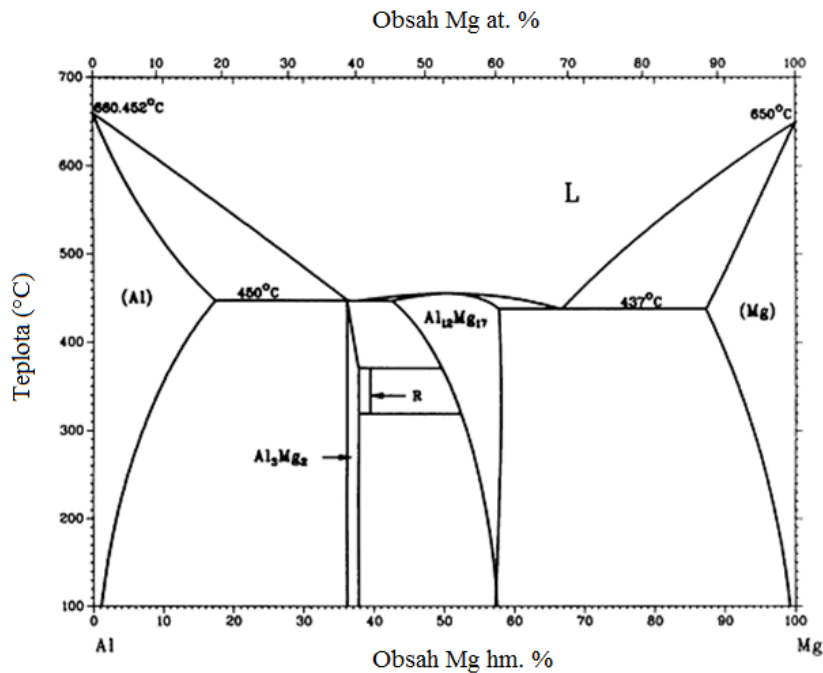


Obrázek 4: Intermetalická fáze CuAl₂ [4]

Hořčík

Skupina slitin na bázi Al-Mg je používána především v aplikacích vyžadujících vysokou korozní odolnost, dobrou povrchovou upravitelnost a dobrou obrobitelnost. Proto se s nimi lze setkat zejména v lodním, chemickém a potravinářském průmyslu. Tyto slitiny však opět nemají příliš příznivé slévárenské vlastnosti především z důvodu vysoké reaktivity s atmosférou a velkému sklonu k oxidaci a naplynění.

Jako přísadový prvek je však hořčík velice podstatný především ve slitinách systému Al-Si, které mohou být díky jeho přítomnosti vytvrzovány za tepla. Za tímto účelem se do Al-Si slitin přidává v množství $0,3 \div 0,7 \%$ [3, 4, 5]. Rovnovážný diagram slitin Al-Mg znázorňuje obrázek 5.



Obrázek 5: Rovnovážný diagram Al-Mg [5]

Zinek

Zinek je dalším prvkem, který je schopný tvořit s hliníkem eutektický systém. Jeho rozpustnost v hliníku je při vysokých teplotách velmi vysoká (až 70 %), ale s klesající teplotou se rychle snižuje, což lze eliminovat legováním mědi. Použitím hořčíku se naopak rozpustnost zinku snižuje, vznikají intermetalické fáze a dochází k vytvrzování.

Obsahují-li slitiny 5 ÷ 7 % Zn a maximálně 1 % Mg, dochází u nich k samovolnému vytvrzování za studena.

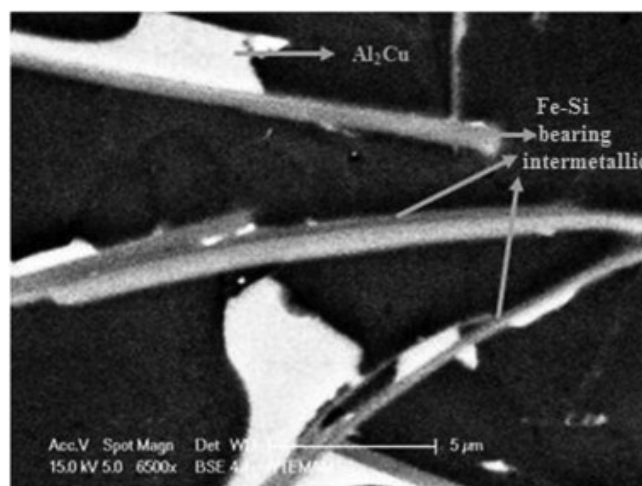
Slitiny na bázi Al-Zn disponují vysokou rozměrovou stabilitou, korozní odolností a dobrou obrobitelností. Jejich nevýhodou jsou opět špatné slévárenské vlastnosti, respektive sklon ke vzniku trhlin, sklon ke vzniku staženin a častá propustnost odlitků [3].

Jako legura zvyšuje zinek ve slitinách Al-Si-Cu, do kterých bývá přidáván v množství 1 ÷ 3 %, tekutost a zabíhavost kovu, zlepšuje obrobitelnost a snižuje tendenci kovu k lepení na formy při vysokotlakém lití [4].

Železo

Přítomnost železa se ve slitinách hliníku velmi nepříznivě projevuje především na mechanických vlastnostech. To je dáno tím, že železo je v tuhém hliníku prakticky nerozpustné, a proto má výrazný sklon k tvorbě křehkých fází po hranicích zrn.

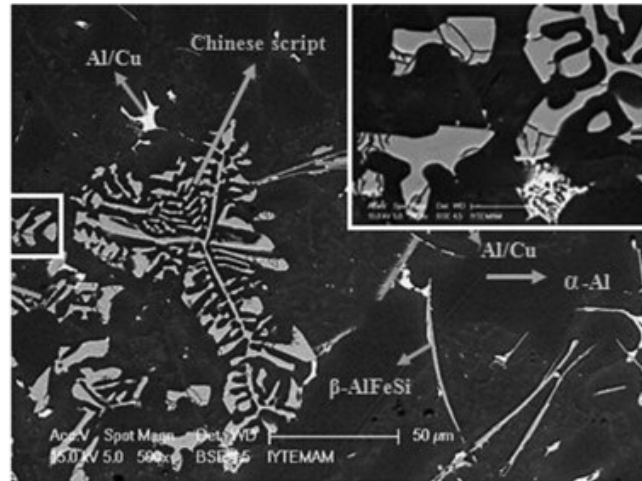
Za nejvíce škodlivé jsou považovány hrubé deskovité útvary Al_5FeSi , které mají na mikroskopickém výbrusu podobu dlouhých jehlic (viz obrázek 6) [3].



Obrázek 6: Jehlicovité fáze železa Al_5FeSi [6]

Pomocí manganu lze nepříznivé účinky železa mírně snížit. Mangan totiž částečně nahrazuje atomy železa a napomáhá vzniku více kompaktní intermetalické fáze

$\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ známé pod názvy „čínské písmo“ či „rybí kost“. Mikroskopické snímky této fáze jsou znázorněny na obrázku 7 [4].



Obrázek 7: Fáze železa $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ [6]

Výhodou železa je výrazné snižování tendence materiálu k nalepování v kovových formách, ale při vyšších obsazích zhoršuje železo schopnost dosazovat taveninu a zvyšuje sklon ke vzniku trhlin. K mírnému zhoršení dochází také u korozní odolnosti a při obsahu vyšším než 1,2 % se zhoršuje i obrobiteľnosť.

Jeho výskyt ve slitinách hliníku je způsoben kontaktem kovu s formami, neošetřeným či špatně ošetřeným náradím nebo zalitím kovových sítok. Významným zdrojem však může být i vstupní materiál [4, 5].

Mangan

Mangan sám o sobě nemá na vlastnosti hliníkových slitin příliš výrazný vliv. Jeho přínos spočívá v kompenzaci nepříznivého vlivu železa změnou morfologie výše zmíněné jehlicovité intermetalické fáze. Aby byla tato kompenzace co nejúčinnější, obsahují slévárenské slitiny takové množství manganu, které odpovídá minimálně 50 % obsahu železa [4].

Nikl

Nikl působí ve slévárenských slitinách hliníku jako prvek snižující součinitel tepelné roztažnosti. Tento prvek je nejčastěji kombinován s mědí a železem, se kterými vytváří vícesložkové intermetalické fáze s dobrou tepelnou stabilitou. Tyto fáze pak pozitivně ovlivňují mechanické vlastnosti za zvýšených teplot.

Slévárenské vlastnosti jsou přítomností niklu mírně zhoršeny, obrobiteľnosť a korozní odolnost se s jeho obsahem prakticky nemění [4, 5].

Titan

Rozpustnost titanu ve slitinách hliníku je limitována obsahem do 0,2 %. Je-li jeho obsah vyšší, vznikají ve slitině intermetalické fáze $AlTi_3$ a TiC , které jsou velmi tvrdé a zhoršují tak obrobiteľnosť, lešitelnost a anodickou oxidaci.

Velmi podstatnou roli však hraje v procesu zjemňování zrna, tedy v procesu očkování, kde je využíván buď samostatně nebo v kombinaci s bórem [4, 5]. Princip této metalurgické úpravy je vysvětlen v kapitole 2.5.1.

Antimon

V hliníkových slitinách se antimon nejčastěji slučuje se sodíkem a stronciem za vzniku hrubých intermetalických fází nepříznivě působících na slévateľnosť a narušujících soudržnost eutektické matrice kovu.

Pozitivně působí při koncentracích vyšších než 0,05 %, kdy může působit jako prvek zjemňující zrnité eutektikum podeutektických Al-Si slitin do lamelární formy. To ovšem pouze za předpokladu, že ve slitině není obsažen fosfor a dochází k dostatečně rychlému tuhnutí taveniny [5]. Rozdíly mezi jednotlivými formami eutektika budou vysvětleny v následujících kapitolách.

Beryllium

Beryllium již při velmi nízkém obsahu, pohybujícím se řádově v jednotkách ppm, efektivně působí proti ztrátám kovu oxidací, a to díky tvorbě tenké ochranné vrstvy na hladině taveniny. Obsahují-li slitiny více než 0,04 % beryllia, mění tento prvek morfologii intermetalických fází železa, čímž zlepšuje výsledné mechanické vlastnosti. Jeho použití je ale limitováno faktem, že sloučeniny obsahující beryllium jsou karcinogenní, a všechny metalurgické procesy zpracovávající slitiny s berylliem vyžadují speciální opatření [5].

Bismut

Bismut je prvkem, jehož koncentrací vyšší než 0,1 % lze pozitivně ovlivnit obrobitelnost hliníkových slitin [5]. To je způsobeno tvorbou měkkých intermetalických fází podporujících správné utváření třísek a napomáhajících mazání rezného nástroje, čímž se snižuje jeho opotřebení.

Z hlediska mechanických vlastností má bismut velmi nepříznivý dopad především na houževnatost slitiny. Na druhou stranu ho lze při vhodně zvoleném množství využít jako eutektický modifikátor. Jeho přítomnost však snižuje modifikační účinek stroncia, a proto je třeba oba tyto prvky kombinovat ve vhodném poměru [6].

Bór

Ve slitinách hliníku se bór snadno slučuje s jinými prvky za vzniku boridů, jako jsou například AlB_2 či TiB_2 , které mohou být využívány v procesu očkování primární hliníkové fáze blíže popsaného v následujících kapitolách. Boridy však mají negativní vliv na obrobitelnost, u které výrazně snižují životnost nástrojů. Jsou-li boridy vyloučeny ve formě hrubých útvarů, zhoršují také tažnost materiálu a jeho mechanické vlastnosti. Při vyšších koncentracích bór dále přispívá ke vzniku kalů a zvyšuje riziko vzniku intermetalických fází. U slitin používaných na odlitky rotorů je zpracování bórem využíváno pro čištění taveniny a zvýšení elektrické vodivosti [5].

Vápník

Vápník má velmi slabý modifikační účinek, který by bylo možné využít pro modifikaci eutektického křemíku slitin na bázi Al-Si. V praxi se však jako modifikátor příliš nepoužívá.

Jeho obrovskou nevýhodou je zvyšování rozpustnosti vodíku ve slitině, čímž napomáhá naplynění a tvorbě mikrostaženin a porozity. Ve slitinách Al-Mg výrazně snižuje tažnost, a to již při koncentraci 0,005 % [5].

Chrom

Využití chromu je typické spíše u slitin pro tváření. Ve slitinách pro odlitky, především odlévaných pod tlakem, je chrom prvkem nežádoucím, jelikož se slučuje s manganem a železem za vzniku intermetalické fáze nazývané kal. Tyto fáze mají vyšší hustotu než tavená slitina, a proto se usazují na dnech pecí, kde tvoří těžko odstranitelné nánosy. Kaly dále snižují životnost licích strojů a forem, snižují tekutost kovu a zhoršují obrobiteľnost [4, 6].

Olovo

Přítomnost olova je ve slitinách hliníku nežádoucí hned z několika důvodů. Těmito důvody jsou snižování houževnatosti, tažnosti a tvárnosti, snižování tepelné vodivosti a napomáhání vzniku mezikrystalické koroze. Jako pozitivum lze však vnímat jeho schopnost slučování se do nízkotavitelných intermetalických fází, které se natavují při obrábění odlitků a snižují tak opotřebení nástroje. Vzhledem k jeho toxicitě, je koncentrace olova regulována přísnými předpisy [6].

Rtuť

Slitiny obsahující rtuť byly vyvinuty jako materiály obětovaných anod do systémů katodické ochrany v mořském prostředí. Z ekologických důvodů je však jejich použití velmi omezené [5].

Fosfor

Ve formě fosfidu hlinitého (AlP) je fosfor využíván jako očkovací prostředek nadeutektických slitin binárního systému Al-Si zjemňující hrubé krystaly primárního křemíku. V podeutektických slitinách však již při obsazích několika ppm snižuje efekt běžných modifikátorů eutektika, tedy sodíku a stroncia, což něj činí nečistotu [5, 6].

Stříbro

Legování hliníkových slitin stříbrem je typické pouze pro velmi omezenou oblast vysokopevných Al-Cu slitin, kam se přidává v koncentracích 0,5 ÷ 1,0 %. Stříbro zde působí jako prvek napomáhající precipitačnímu vytvrzování a snižující náchylnosti materiálu ke korozi pod napětím [5].

Sodík, Stroncium

Pomocí sodíku a stroncia lze efektivně modifikovat strukturu eutektika hliníkových slitin na bázi Al-Si. Jak již bylo zmíněno výše, jsou tyto prvky snadno slučitelné s fosforem, který může jejich účinky značně eliminovat. Čím vyšší je obsah fosforu, tím větší množství modifikujících prvků je třeba do slitiny vložit k dosažení požadovaného výsledku. S klesající rychlostí ochlazování jsou pak nepříznivé účinky fosforu ještě znatelnější. Pro účinnou modifikaci je tedy třeba udržovat obsah fosforu na minimu [4, 5].

Cín

Využitím cínu lze výrazně snižovat výsledné kluzné vlastnosti materiálu, a proto se tento legující prvek často vyskytuje ve slitinách využívaných pro výrobu ložisek. Mimo vlivu na tření, má pozitivní dopad i na obrobiteľnosť. Vzhľadom k tomu, že môže vytvárať intermetalické fáze (predevším s hořčíkem), ovlivňuje jeho množství a vyloučený tvar mechanické vlastnosti slitiny, především tažnost a houževnatost [5, 6].

Lithium

Díky své velmi nízké hustotě je lithium využíváno jako legující prvek snižující hmotnost součástí leteckého a kosmického průmyslu. Nicméně vzhledem k jeho vysoké reaktivitě vznikají při jeho zpracování vážné metalurgické a technologické problémy, a proto je jeho využití zatím velmi omezené [4].

Vanad, Zirkonium

Vanad a zirkonium nemají samy o sobě velmi výrazný vliv ani na mikrostrukturu, ani na mechanické vlastnosti hliníkových slitin. Jejich využití je vázáno na slitiny obsahující titan, ve kterých se používají jako doprovodné prvky napomáhající očkovaní. Mimo to působí jako stabilizátory precipitátů při vytvrzování a dávají slitinám lepší tepelnou stabilitu za zvýšených teplot [6].

2.4 Krystalizace hliníkových slitin

Hliníkové slitiny krystalizují podle rovnovážných diagramů (viz obrázky 1, 3 a 5), jejichž tvar určuje výslednou strukturu kovu při dané koncentraci přísadového prvku. U hliníkových slitin se lze v zásadě setkat se čtyřmi základními strukturními složkami, kterými jsou [4]:

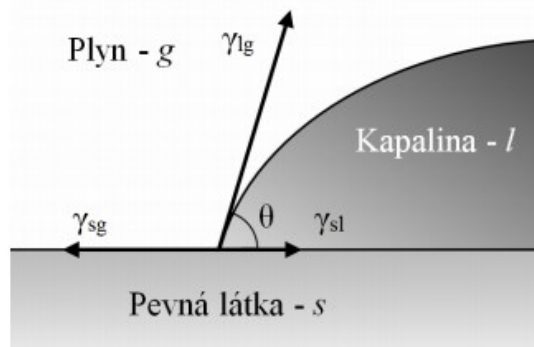
- homogenní tuhý roztok hliníku
- eutektikum
- primární fáze přísadového prvku
- intermetalické fáze

2.4.1 Primární fáze $\alpha(\text{Al})$

Primární fáze $\alpha(\text{Al})$ neboli homogenní tuhý roztok hliníku je struktura, ve které atomy přísadového prvku nahrazují jeden nebo více atomů hliníku v základní kubické plošně středěné mřížce. Vzhledem k tomu, že přísadové prvky mají jinou velikost

než atomy hliníku, způsobují svojí přítomností deformaci mřížky, což vede ke zvýšení hodnot pevnosti materiálu na úkor plastických vlastností. Rozpustnost přísadových prvků je v hliníku, stejně jako v jiných kovech, závislá především na teplotě. Nejvyšší rozpustnosti je dosaženo při eutektické teplotě a její hodnota se s klesající teplotou snižuje, což vede k vylučování fáze přísadového prvku [4].

Počátkem vzniku primární fáze $\alpha(\text{Al})$ je heterogenní nukleace na cizích zárodcích, kterými mohou být takové přítomné částice, které mají s tuhoucím kovem co nejnížší mezifázovou energii, respektive jsou v něm smáčlivé. Míra smáčlivosti je dána kontaktním úhlem θ krystalizačního zárodka a tuhnoucí fáze (viz obrázek 8), který je tím menší, čím lepší je smáčivost [4].



Obrázek 8: Kontaktní úhel smáčivosti [7]

Význam jednotlivých symbolů na obrázku 8 je následující:

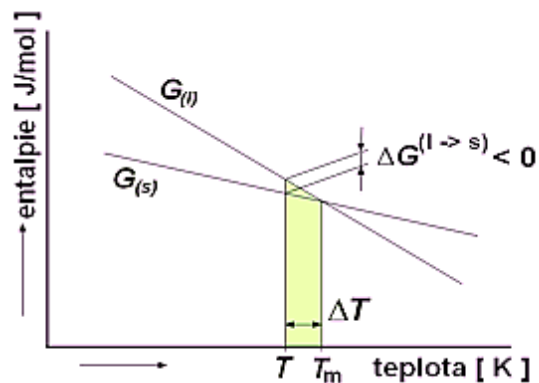
γ_{sg} = povrchové napětí mezi taveninou a cizím zárodkem

γ_{ls} = povrchové napětí rozhraní cizího zárodka a zárodka krystalizačního

γ_{lg} = povrchové napětí definované taveninou a krystalizačním zárodkem

Pro vznik a růst krystalizačních zárodků je podstatnou veličinou tzv. aktivační energie, tedy přechlazení taveniny. Její hodnota je dána rozdílem reálné teploty tuhnutí od teploty teoretické, při které jsou kapalina a tuhá fáze v termodynamické rovnováze. V oblasti přechlazení má tuhá fáze nižší volnou entalpii než fáze kapalná, jak ukazuje obrázek 9, což zajišťuje stabilitu i méně vhodným zárodkům. Proto čím větší

je přechlazení, tím větší je aktivační energie a tím více aktivních zárodků je v tavenině přítomno [3, 4].



Obrázek 9: Aktivační energie pro nukleaci aktivních zárodků [8]

Kde jednotlivé symboly znázorňují:

T_m = teoretická teplota tuhnutí, při níž jsou kapalná a tuhá fáze v termodynamické rovnováze

T = reálná teplota tuhnutí

ΔT = velikost přechlazení

$G_{(s)}$ = volná entalpie tuhé fáze

$G_{(l)}$ = volná entalpie kapalné fáze

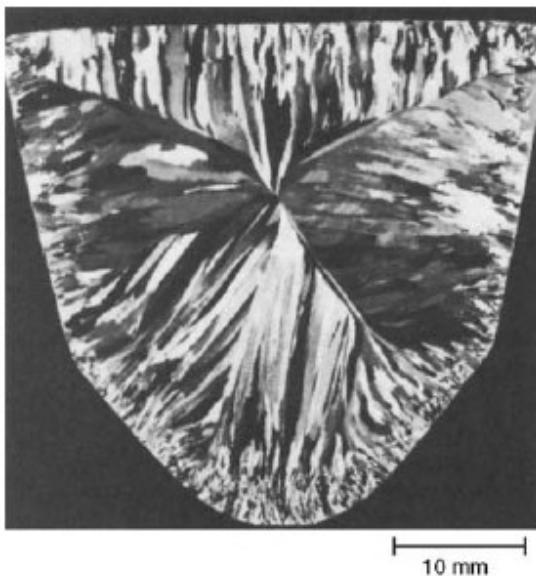
ΔG = aktivační energie

Proces nukleace krystalizačních zárodků primární fáze má velmi podstatný vliv na výslednou strukturu slitin, zejména v případě podeutektických slitin obsahujících převážně tuto fázi. Vznikne-li v tavenině pouze malé množství aktivních krystalizačních zárodků, dochází ke vzniku hrubozrnné struktury, jejíž mechanické vlastnosti jsou ve srovnání se strukturou jemnozrnnou podstatně horší. Pro dosažení vhodnější jemné struktury je třeba zajistit dostatečně vysoký počet krystalizačních zárodků, čehož se dosahuje přechlazením nebo pomocí očkování (viz kapitola 2.5.1) [7].

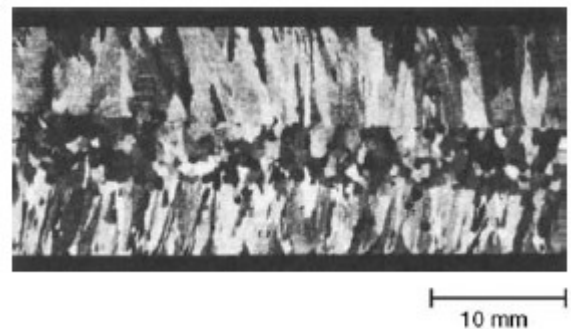
Stadium nukleace krystalizačních zárodků střídá stadium jejich růstu. Růst probíhá ze zárodku do volné taveniny až do chvíle, kdy je zastaven okolními rostoucími krystaly. Oblast struktury vzniklá z jednoho zárodku je nazývána primárním zrnem [4].

Primární fáze může růst několika různými způsoby v závislosti na koncentraci přísadového prvku a koncentračním přechlazení, které je určeno gradienty teploty a koncentrace přísadového prvku na mezifázovém rozhraní. Při malých konstitučních přechlazeních dochází k tuhnutí buněčnému, zatímco při větších přechlazeních je převažujícím mechanismem tuhnutí růst dendritů [4].

Mimo buněčného a dendritického růstu mohou zrna primární fáze hliníkových slitin krystalizovat při strmém teplotním gradientu a malém koncentračním přechlazení v rovinném (planárním) rozhraní směřujícím od povrchu formy k jádru, jak ukazuje obrázek 10. V reálných podmínkách tuhnutí může vlivem pohybu taveniny docházet k oddělování částí větví dendritů. Tyto oddělené části pak působí jako nové krystalizační zárodky a zjemňují strukturu, jak je patrné z obrázku 11. Velikost zrna primární fáze lze tedy regulovat i mechanickými metodami, jako jsou vibrace, míchání a řízení toku kovu [4, 7].



Obrázek 10: Krystalizace v rovinném rozhraní [6]

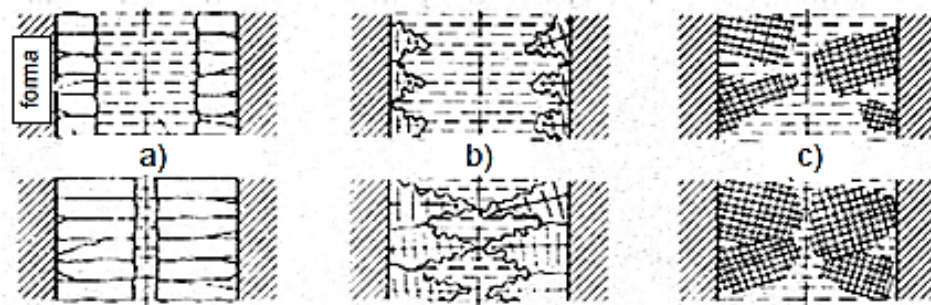


Obrázek 11: Struktura zjemněná vlivem proudění [6]

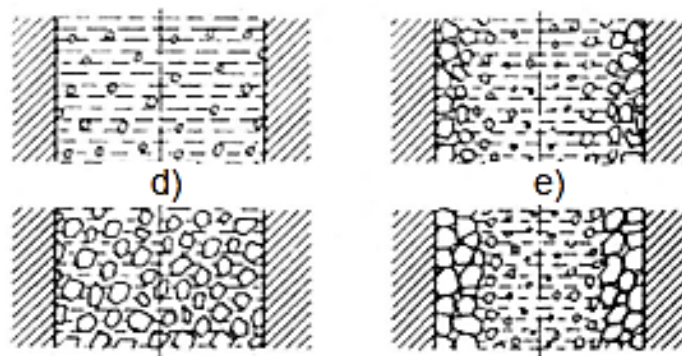
Způsob postupu tuhnoucí vrstvy materiálu definuje typ tuhnutí, které může být:

- endogenní
- exogenní

V případě exogenního tuhnutí dochází k růstu ztuhlé vrstvy od povrchu odlitku směrem k jeho jádru, zatímco endogenní tuhnutí se vyznačuje vznikem postupně se rozšiřujících tuhoucích oblastí v celém objemu taveniny [4]. Rozdíly mezi jednotlivými způsoby postupu krystalizační fronty jsou k vidění na obrázcích 12 a 13.



Obrázek 12: Postup krystalizační fronty (a) exogenní s rovinným rozhraním; (b) exogenní dendritické; (c) exogenní buněčné [4]



Obrázek 13: Postup krystalizační fronty (d) endogenní objemový; (e) endogenní vrstevný [4]

2.4.2 Eutektikum

Eutektická struktura se skládá z homogenního tuhého roztoku hliníku a přísadového prvku, který se může vyskytovat buď v čisté podobě nebo ve formě sloučeniny. Čisté eutektikum vzniká při mísicím poměru, ve kterém je teplota tuhnutí směsi nejnižší a při jeho tuhnutí vznikají krystaly obou složek společně. Jestliže se mísící

poměr neshoduje s eutektickým, vznikají slitiny podeutektické či nadeutektické (viz obrázek 2) v závislosti na poměru množství hliníku a přísadového prvku.

Vznik eutektika je podmíněn neomezenou rozpustností složek v kapalně fázi a značně omezenou rozpustností ve fázi tuhé, respektive při vyšší koncentraci přísadového prvku, než je jeho maximální rozpustnost v hliníku při teplotě tuhnutí. Vzhledem k tomu, že maximální množství křemíku rozpuštěného v tuhé fázi hliníku je 1,65 %, mají všechny slévárenské slitiny Al – Si schopnost tvořit eutektikum.

U podeutektických Al-Si slitin lze pozorovat strukturu tvořenou sítí primárních dendritů fáze $\alpha(\text{Al})$ mezi nimiž je vyloučeno eutektikum. Podíl eutektika je tím větší, čím více je ve slitině křemíku. Běžný obsah Si je vždy vyšší než 5 %, obvykle v rozmezí 7 až 11 %.

Eutektické slitiny, jak napovídá jejich název, jsou tvořeny eutektikem, i když v některých případech lze v jejich struktuře pozorovat i jednotlivé krystaly $\alpha(\text{Al})$ fáze. Jejich obsah křemíku je 11,5 ÷ 13 %.

Základními složkami nadeutektických Al-Si slitin jsou eutektická matrice a v ní uložené částice primárního křemíku. Křemík je v těchto slitinách obsažen v množství 14 až 17 %, případně i výše [4].

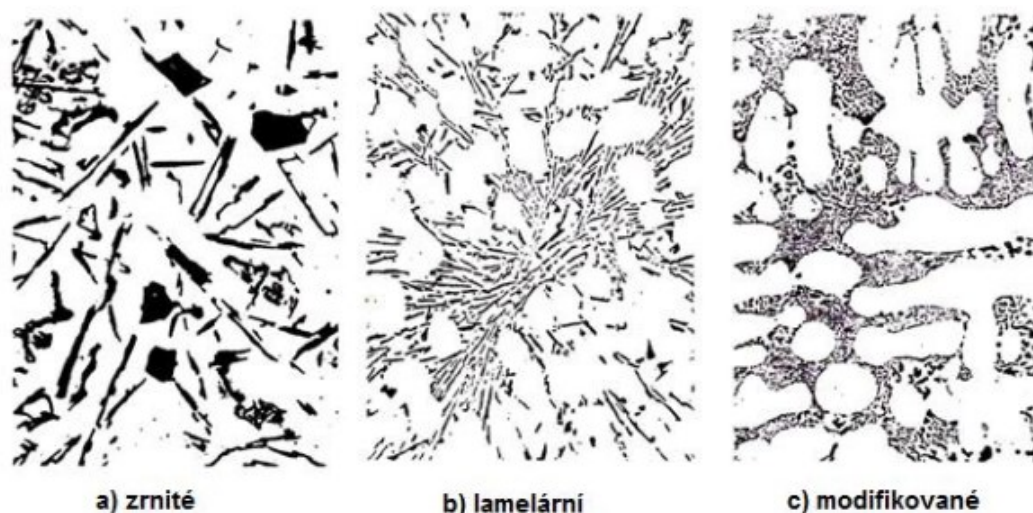
U slitin Al – Cu a Al – Mg může vznikat eutektikum, ačkoli jsou obsahy přísadových prvků obvykle pod hranicí maximální rozpustnosti. To je způsobeno segregací, respektive lokální změnou koncentrace těchto prvků při tuhnutí. Množství eutektika a jeho morfologie má velmi podstatný vliv na vlastnosti slitiny, a to na mechanické i technologické [3, 4].

Obecně dochází při krystalizaci eutektika ke střídavému vzniku jednotlivých fází na vhodných krystalizačních zárodcích. Stejně jako v případě primární fáze $\alpha(\text{Al})$, je i zde třeba krystalizaci podpořit podchlazením pod rovnovážnou teplotu tuhnutí. Jakmile je podchlazení dosaženo, začnou se v tavenině vytvářet zárodky té složky (např. složky A), které pro nukleaci stačí nižší volná entalpie. Nukleací složky A se však okolní tavenina zárodku obohacuje odmítnutými atomy složky druhé (např. složky B), což podporuje nukleaci složky B. Tímto způsobem se celý proces opakuje za vzniku lamelární struktury eutektických buněk na krystalizačních zárodcích.

Růst těchto buněk je pak závislý především na rychlosti ochlazování, tedy na čase, po který se mohou atomy složek volně pohybovat v tavenině. Při rychlém chladnutí vznikají struktury jemnější než při chladnutí pomalém. Výše uvedený princip nukleace a růstu eutektika je označován jako tzv. normální eutektikum a vzniká u dvousložkových slitin tvořených látkami obdobné povahy, tedy například u eutektik dvou kovových prvků [3].

Pro slitiny hliníku je typické spíše nespojité eutektikum, kde schopnost růstu jednotlivých složek není vázána žádnými vzájemnými vztahy. Každá z jeho složek vyrůstá z odlišných krystalizačních zárodků a jejich růst není vzájemně ovlivňován. Jedinými limitujícími faktory jsou tedy rychlost přísunu prvků nebo přítomnost ztuhlé druhé fáze. Eutektické buňky pak mají podobu dvou vzájemně prorostlých fází [3].

Jak již bylo zmíněno na začátku této kapitoly, je eutektikum tvořeno směsí homogenního tuhého roztoku a přísadového prvku. Ve slitinách Al-Si je tímto přísadovým prvkem křemík (v eutektiku označován jako eutektický křemík), který se vylučuje s minimálním obsahem příměsí a dosahuje rozdílných velikostí a tvarů. Podle tvaru Si částic lze tedy eutektikum rozdělit na eutektikum zrnité, lamelární a modifikované, jak zachycuje obrázek 14 [4].



Obrázek 14: Typy eutektika podle tvaru částic křemíku [4]

Vznik jednotlivých typů eutektik je dán především mechanismem krystalizace eutektického křemíku. Zatímco u zrnitého a lamelárního eutektika je upřednostňován růst zrn pouze v jednom krystalografickém směru, jsou růstové stupně modifikovaného eutektika narušeny absorpcí modifikátorů, které zároveň podporují dvojčatění křemíkových útvarů. Modifikátory jsou do slitin přidávány záměrně v procesu zvaném modifikace, který bude blíže popsán v kapitole 2.5.2 [7].

2.4.3 Primární fáze přísadového prvku

Primární fáze přísadového prvku se vylučuje u slitin, ve kterých obsah přísady překročí eutektické složení. V případě hliníkových slitin ji lze pozorovat pouze u nadeutektických siluminů, u kterých jsou touto fází vyloučené krystaly primárního křemíku. Primární křemík se z taveniny vylučuje jako první, a to na krystalických zárodcích, kterými jsou částice fosfidu hlinitého (AlP). Protože slitiny hliníku obsahují velmi malé množství fosforu, je v tavenině vhodných nukleačních zárodků značný nedostatek, což způsobuje, že primární křemík vzniká v podobě hrubých krystalů. Tyto krystaly mohou mít podobu dendritů, polyedrických útvarů nebo hvězdic a dodávají slitině vysokou odolnost proti opotřebení. Jejich nevýhodou je ale výrazně zhoršená obrobitelnost a zhoršené dosazování kovu. Aby tyto hrubé útvary nevznikaly jsou nadeutektické slitiny na bázi Al-Si často očkovány, jak je popsáno v následujících kapitolách [4].

2.4.4 Intermetalické fáze

Intermetalické fáze mají vlastní krystalickou strukturu závislou na přísadových a doprovodných prvcích, ze kterých vznikají. Jejich vznik je zapříčiněn vyšší koncentrací těchto prvků, než odpovídá jejich maximální rozpustnosti v hliníku. Intermetalické fáze mohou vznikat v různých etapách krystalizace, a to:

- krystalizací z taveniny
- peritektickou reakcí

- precipitací (rozpadem přesyceného tuhého roztoku).

Z hlediska struktury lze tyto fáze rozdělit na valenční sloučeniny, elektronové sloučeniny a sloučeniny intersticiální.

Pro valenční sloučeniny je typická iontová vazba, která se objevuje především mezi kovy s výraznými rozdíly elektronegativit. Vzniklé sloučeniny se vyznačují vysokou pevností, tvrdostí a teplotou tání. Jako příklad lze uvést valenční sloučeninu MgSi_2 .

Elektronové sloučeniny mohou mít rozdílné krystalografické mřížky na základě odpovídající elektronové koncentrace, což je poměr mezi počtem valenčních elektronů a počtem atomů. Tyto sloučeniny jsou méně stabilní než sloučeniny valenční a mají nižší teplotu tání. Příklady elektronových sloučenin jsou Al_2Cu nebo Al_3Ni .

Podmínkou vzniku intersticiální sloučeniny je rozdíl atomových poloměrů složek vyšší než 15 %. Tyto sloučeniny mají krystalovou mřížku s pravidelně uspořádanými atomy intersticiálního prvku a vysoký bod tání. Zástupci intersticiálních sloučenin jsou například AlB_2 , AlC_3 a AlN [4].

2.5 Metalurgie hliníkových slitin

2.5.1 Očkování

Mnoho mechanických a technologických vlastností hliníkových slitin je závislých na velikosti zrna primární fáze, která se v případě těchto slitin obvykle pohybuje v rozmezí hodnot $1 \div 10$ mm. Vliv tohoto parametru je tím znatelnější, čím více je primární fáze ve struktuře obsaženo. Významnou roli tedy hraje především u slitin na bázi Al-Cu obsahujících pouze primární fázi a u slitin Al-Si s nižším obsahem křemíku, respektive s nižším podílem eutektika [4].

Jemnější zrno se u slitin projevuje vyšší pevností, vyšší tažností a vyššími hodnotami mechanických vlastností po tepelném zpracování. Z hlediska technologických vlastností mají slitiny s jemnější primární fází nižší sklon ke vzniku trhlin,

k tvorbě porozity a lepší obrobiteľnosť. Z tohoto dôvodu je veľkosť zrna primárnej fáze řízená, a to pomocí metalurgického procesu známého jako očkování [3, 8].

V procese očkování jsou do taveniny vnášeny vhodně zvolené látky, z nichž jsou tvořeny nukleační zárodky napomáhající jemnozrnné krystalizaci. Tato metalurgická úprava tekutého kovu je používána především pro odlitky s většími tloušťkami stěn a odlitky lité do pískových forem, u nichž nízká intenzita ochlazování neumožňuje dosažení takového přechlazení, které by aktivovalo potřebné množství zárodků [3, 4].

Kromě výše zmíněných Al-Cu slitin a podeutektických siluminů jsou očkovány také nadeutektické slitiny Al-Si, u nichž je vedoucí fází primární křemík, jehož hrubé krystaly mohou výrazně zhoršovat obrobiteľnosť a bránit dosazování kovu při tuhnutí [4].

2.5.1.1 Očkování podeutektických slitin hliníku

Literární zdroje uvádí několik teorií vysvětlujících příčiny zjemnění zrna primární $\alpha(\text{Al})$ fáze. První teorie se zakládá na peritektické přeměně v soustavě tvořené hliníkem a přechodovým kovem. Druhá teorie připisuje příčiny zjemnění vzniku intermetalických fází hliníku s přechodovým kovem (případně vzniku karbidů) a třetí teorie studuje zjemňování primárního zrna z pohledu elektronové stavby atomů. Nejčastěji se však autoři přiklání k teorii druhé, tedy zjemňování struktury pomocí vznikajících intermetalických fází [9, 10].

V procese očkování hrají významnou roli především počet krystalizačních zárodků, teplota a čas. Počet krystalizačních zárodků určuje počet vznikajících zrn a určuje tedy jejich velikost. Nicméně tyto krystalizační zárodky musí být pro správné plnění své funkce aktivní, k čemuž potřebují určitý čas. Při vysokých rychlostech ochlazování se zárodky zafixují v tuhém roztoku a aktivními se nestávají. Místo toho se vylučují jako samostatné strukturní jednotky negativně působící na mechanické vlastnosti. Nevhodná je i příliš krátká doba očkování, při níž se nerozpustí

dostatečné množství očkovačů a dále vysoká teplota taveniny, která aktivní zárodky deaktivuje [8, 9].

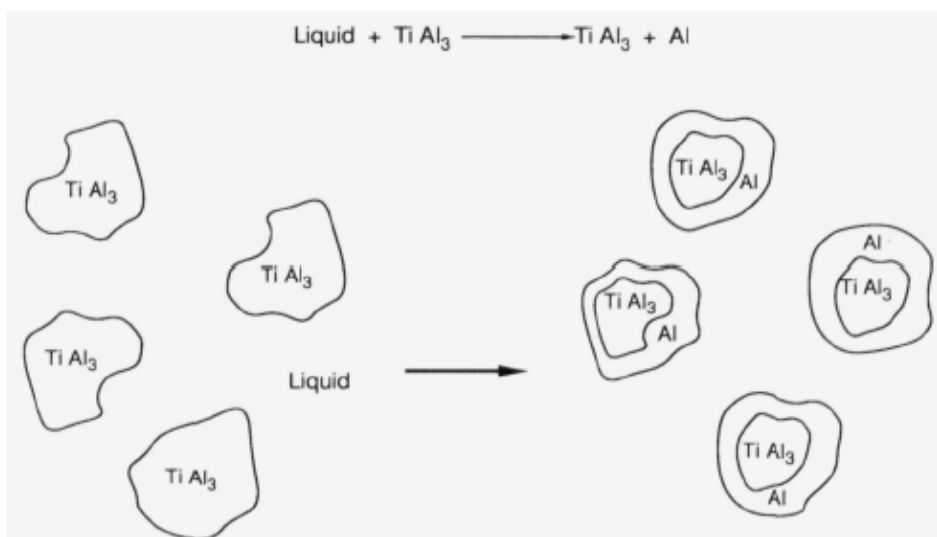
Nejčastěji používanými prvky pro očkování podeutektických hliníkových slitin jsou titan a bór, které lze aplikovat buď samostatně nebo v kombinaci. Nositeli těchto prvků mohou být očkovačí soli, očkovačí tablety nebo předslitiny, které jsou vmíchány do taveniny a následně s ní reagují. Vlivem vnášení očkovačích přísad vznikají v tavenině intermetalické sloučeniny (například TiAl_3 , AlB_2 , TiB_2) působící jako krystalizační zárodky. Jednotlivé intermetalické sloučeniny mají specifický způsob chování, a to především díky své rozpustnosti. Zatímco sloučenina TiB_2 je v tuhém roztoku $\alpha(\text{Al})$ nerozpustná, sloučeniny AlB_2 a TiAl_3 lze v primární fázi rozpustit, a proto se jednotlivá očkovačů projevují odlišně [4, 10]. Důležité je podotknout, že vlivem očkování nedochází ke změně intenzity ochlazování, a tedy ani hodnoty DAS (dendrite arm spacing, neboli vzdálenost sekundárních os dendritů). Proto má očkování menší vliv na vlastnosti slitiny, než rychlé chlazení [4].

Očkování titanem

Během očkování pomocí přípravků s titanem dochází vlivem chemických reakcí ke vzniku intermetalických sloučenin TiAl_3 , které jsou, jak již bylo zmíněno výše, ve slitině rozpustné. Z tohoto důvodu hraje v celém procesu velmi významnou roli teplota očkování a výdrž na ní. S rostoucí teplotou a dobou výdrže se rozpustí více TiAl_3 částic a očkování ztrácí na účinnosti.

Efektivní očkování hliníkových slitin pomocí titanu je časově omezené na zhruba 40 minut. Z hlediska krystalografické struktury je intermetalická sloučenina TiAl_3 se svou kubickou plošně středěnou mřížkou a mřížkovým parametrem podobným mřížkovému parametru hliníku téměř ideálním zárodkem.

Samotné očkování začíná na povrchu TiAl_3 částice, kde se vlivem peritektické reakce tvoří obálka tuhého roztoku α , ze které pokračuje růst dendritů hliníku do okolního prostředí, jak znázorňuje obrázek 15 [8, 10].



Obrázek 15: Tvorba krystalizačních zárodků při očkování taveniny titanem [9]

Očkování bórem

Využití bóru je považováno za nejefektivnější metodu očkování, při níž je dosaženo nejlepšího zjemňujícího účinku primární hliníkové fáze. Vzhledem k jistým omezením je však tento způsob očkování v praxi málo využívaný.

Krystalizačními zárodky se zde stávají intermetalické fáze AlB_2 , které se nerozpustili po vnesení do taveniny nebo AlB_2 vzniklé primární krystalizací. Intermetalické fáze AlB_2 jsou do taveniny vnášeny pomocí předslitin typu AlB či SiB [9, 10].

Při použití předslitin typu AlB vznikají jisté komplikace s určením potřebné koncentrace bóru pro dosažení efektivního očkování. To je způsobeno tím, že tyto předslitiny obvykle obsahují zhruba 4 % bóru a intermetalická fáze AlB_2 má podobu hrubých částic, které se v tavenině rozpouští velmi pomalu, což může vést k lokální segregaci této fáze [10].

U předslitin typu SiB tyto problémy nevznikají. Předslitiny SiB mají obsah bóru zhruba 1,4 %, z čehož je cca třetina vázána s křemíkem a zbytek má podobu lehce rozpustitelného boridu křemíku. Po rozpuštění vznikne během primární krystalizace intermetalická fáze AlB_2 , jejíž částice působí jako krystalizační zárodky. Vzhledem k tomu, že zárodky vznikají primární krystalizací slitiny, nemá u tohoto způsobu očkování

teplota ani doba výdrže výrazný vliv na zjemnění struktury. Nicméně z hlediska praktické aplikace je omezující podmínkou SiB předslitiny možnost jejího použití pouze u přípravy slitin na odlitky [10].

Při očkování slitin přípravky obsahujícími bór je třeba věnovat pozornost obsahu titanu ve slitině, který může s bórem reagovat za vzniku TiB_2 fáze. Vznikem TiB_2 pak není v tavenině dostatečné množství bóru pro primární krystalizaci AlB_2 fáze, která vzniká až při eutektické přeměně, kdy již nepůsobí jako očkovací činidlo. Díky výrazným rozdílům mřížkového parametru vzniklého TiB_2 a hliníku nemohou ani částice této fáze působit jako krystalizační zárodky a celý proces očkování se stává neefektivním [10].

Očkování titanem a bórem

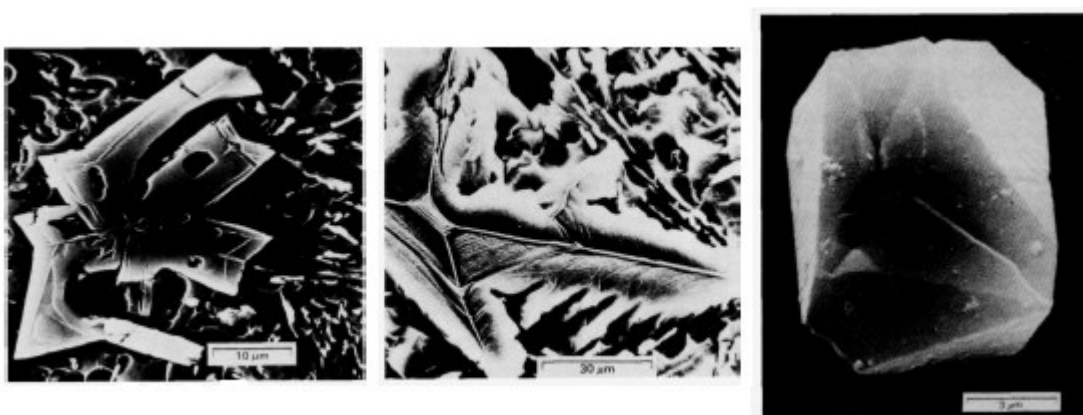
Komerčně nejvíce využívanými očkovadly jsou předslitiny typu Al-Ti-B využívající jak titan, tak bór. Kombinace těchto prvků přináší uspokojivé výsledky zjemnění, slabší než u samostatně použitého bóru, ale silnější než u samostatně použitého titanu.

Předslitiny typu Al-Ti-B jsou nejčastěji vyráběny s 5 % obsahem titanu a 1 % obsahem bóru, kde je všechen bór navázán v jemné nerozpustné intermetalické fázi TiB_2 . Titan, který není vázán v této TiB_2 fázi (cca 2,8 %), je v předslitině přítomen v rozpustné intermetalické fázi $TiAl_3$. Jak již bylo zmíněno v předchozím odstavci, mají částice fáze TiB_2 natolik rozdílnou krystalografickou stavbu než hliník, že jako krystalizační zárodky působit nemohou. Jejich příspěvek k očkovacímu efektu spočívá v tvorbě aktivní podložky, na které vzniká obal fáze $TiAl_3$. Vznik tohoto obalu je dán difúzí hliníku do fáze TiB_2 a difúzí titanu ven z této fáze. Částice fáze TiB_2 obalené fází $TiAl_3$ pak působí spolu s nerozpuštěnou fází $TiAl_3$ z předslitiny jako krystalizační zárodky.

Doba výdrže na očkovací teplotě, která je v případě využití očkovadla na bázi prvků titanu a bóru považována za optimální, se pohybuje v rozmezí 5 až 10 minut. Optimální teplotou je pak licí teplota Al-Si slitin, která ovšem nesmí překročit hranici 750 °C. Dojde-li k jejímu překročení, dochází ve slitině k tvorbě shluků TiB_2 fáze, případně k její segregaci, čímž se snižuje množství přítomných krystalizačních zárodků, a tedy i očkovací efekt [9, 10].

2.5.1.2 Očkování nadeutektických slitin Al-Si

Jak bylo zmíněno v kapitole 2.4.3, je první fáze krystalizace nadeutektických slitin Al-Si charakteristická vznikem primárního křemíku, který se vylučuje na zárodcích fosfidu hlinitého (AIP). Vzhledem k nízkému obsahu fosforu, je v těchto slitinách málo vhodných krystalizačních zárodků. Z tohoto důvodu vznikají ve struktuře různé tvary hrubých krystalů primárního křemíku, jak je patrné z obrázku 16. Tvar těchto krystalů je dán podmínkami tuhnutí slitiny [4].



Obrázek 16: Tvary krystalů primárního křemíku zleva: hvězdicový, dendritický, polyedrický [9]

Tyto krystaly výrazně zlepšují odolnost proti opotřebení, ale zároveň zhoršují obrobitelnost a brání dosazování kovu během tuhnutí. Mimo to má křemík mírně nižší hmotnost než Al-Si slitina, což vede k jeho tendenci vyplovat na povrch. U odlitků s nízkou rychlostí tuhnutí tak mohou vznikat oblasti s výrazným stupněm segregace. Z těchto důvodů je třeba velikost primárních křemíkových krystalů řídit, tedy očkovat slitinu [4, 8].

Zjemňování zrna primárního křemíku je realizováno obohacením taveniny o fosfor, který reaguje s taveninou za vzniku AIP částic, jejichž krystalická struktura je velmi podobná struktuře křemíku, a jsou tedy vhodnými heterogenními zárodky [8].

K obohacení slitiny fosforem mohou být použity nejrůznější očkovací soli (jako je např. PCl_5) nebo předslitiny (např. CuP_{10}). Provedení samotného očkování

pak závisí právě na tomto nositeli. Předslitiny jsou ponořovány do taveniny, do které jsou následně vmíchány. Soli se aplikují na hladinu, ze které jsou zvonem ponořeny ke dnu lázně.

Optimální množství vneseného fosforu je závislé na několika faktorech. Nejvýrazněji na obsahu křemíku a na rychlosti tuhnutí kovu. Se zvyšujícím se podílem křemíku je pro dosažení jemnozrnné struktury nutné dávkování fosforu zvyšovat. Při dosažení dostatečně rychlého tuhnutí dochází naopak ke zjemňování zrna primárního křemíku i bez očkování. Očkovací účinek fosforu je velmi dlouhodobý. K jeho odznění dochází po 3 až 5 hodinách a očkovanou slitinu lze i přetavovat [4, 8].

2.5.2 Modifikace

Modifikace je metalografická úprava taveniny vedoucí ke změně mechanismu tuhnutí eutektika slitin na bázi Al-Si. Používá se u slitin s obsahem Si v rozmezí od 5 % do eutektického složení. U slitin s podílem nižším než 5 % Si je podíl eutektika výsledné struktury tak malý, že modifikace ztrácí smysl.

Přidáním prvků, jako jsou sodík, vápník, stroncium a antimon, vzniká namísto nepříznivého zrnitého eutektika jemnější lamelární či vláknitá struktura (viz obrázek 14). Mechanismus, kterým k této modifikaci dochází není dodnes jednoznačně prokázán [9, 12]. Pracuje se dvěma teoriemi, z nichž první přisuzuje mechanismus modifikace absorpci povrchově aktivního modifikátoru, který omezuje růst eutektického křemíku. Druhá teorie mluví o vytvoření odlišných podmínek krystalizace, díky kterým je potlačena nukleace křemíku při rovnovážné teplotě eutektické přeměny.

Z experimentálních prací lze obecně o procesu modifikace konstatovat následující fakta:

- Povrchově aktivní prvky působí již při velmi nízkých obsazích pohybujících se řádově v tisícinách až desetínách hmotnostních procent
- Křemík má podobu spojitě fáze rostoucí z jednoho místa v modifikované i nemodifikované struktuře

- Při stejných podmínkách tuhnutí nemá přítomnost modifikátoru žádný vliv na počet eutektických buněk
- Začátek krystalizace primární fáze homogenního tuhého roztoku není modifikátorem nijak ovlivněn
- Modifikátor zpožďuje nukleaci eutektického křemíku, což vede k posunu eutektického bodu k nižším teplotám a vyšším koncentracím

Vlivem modifikace jsou u slitin zvýšeny tažnost, houževnatost, pevnostní a plastické vlastnosti. Teoreticky lze eutektikum Al-Si slitin modifikovat všemi prvky IA a IIA skupiny periodické soustavy prvků. V praxi jsou však používány pouze stroncium, sodík a antimon [9].

Pro zachování jejích účinků může být modifikace prováděna až po všech rafinačních a odplyňovacích procesech [11].

Modifikace antimonem

Ačkoli je antimon často uváděn jako eutektický modifikátor, jeho účinky na strukturu slitiny nejsou modifikací v pravém slova smyslu. V první řadě je v důsledku jeho působení dosahováno trvalé strukturní modifikace, která přetrvává i po opětovném natavení. Dalším rozdílem je podoba modifikované struktury, která je u tohoto modifikátoru více jehlicovitá [12].

Antimon není kompatibilní s ostatními modifikátory a ruší účinky stroncia a sodíku tvorbou krystalizačně neaktivních sloučenin. Aby nedošlo k nevhodnému smíchání materiálů a anulaci modifikačního účinku, doporučuje se slévárnám používat slitiny modifikované pouze antimonem nebo pouze stronciem a sodíkem.

Využitím antimonu je u slitin dosahováno lepších slévárenských vlastností než v případě stroncia a sodíku při zachování dobrých vlastností pevnostních. V tavenině málo oxiduje, ale vykazuje zvýšenou citlivost vůči pohlcování plynů. Pro modifikaci je používán v množství 0,1 ÷ 0,3 %. Modifikace antimonem je v praxi hojně využívaná především ve Francii, v českých slévárnách se téměř nepoužívá [4, 9]

Modifikace stronciem

Stroncium je považováno za polotrvalý modifikátor, jehož účinek lze sledovat až po dobu několika hodin a lze ho zaznamenat i po přetavení. Vlivem výdrže na teplotě dochází v tavenině ke snižování koncentrace stroncia vlivem propalu (oxidace), což lze snížit přidáním 0,05 až 0,02 hm. % beryllia. Jeho ztráty vypařováním jsou zanedbatelné [4, 9].

Optimální koncentrace není přesně stanovena a názory na tuto problematiku jsou velmi rozdílné. V praxi se lze nejčastěji setkat s obsahy v rozmezí hodnot 0,015 až 0,05 % [12].

Do taveniny je stroncium přidáváno ve formě drátu, granulátu, odlamovacích tabulek či předslitin, jako jsou například $AlSr_5$, $AlSr_{10}$, $AlSi_4Sr_{10}$ a další [9]. Velmi negativní vliv na modifikaci stronciem má přítomnost fosforu, a to již při velmi nízkých obsazích. S vysokým obsahem fosforu je pro dosažení požadované struktury nutné použít i vysoký obsah modifikátoru a s klesající rychlostí ochlazování je škodlivý vliv P ještě znatelnější. Podmínkou úspěšné modifikace je tedy nízký obsah fosforu a antimonu, jak plyne z předchozího odstavce [4].

Modifikace sodíkem

Sodík je považován za nejsilnější modifikátor, a to především díky spolehlivému modifikačnímu účinku dosaženému i při pomalém ochlazování. Pro účely modifikace je do slitin sodík přidáván v koncentracích $50 \div 100$ ppm v závislosti na obsahu křemíku a rychlosti tuhnutí. Vzhledem k tomu, že se jedná o velmi reaktivní prvek s vysokou afinitou ke kyslíku, dochází u něho k intenzivním reakcím s vodou a vlhkostí. Jeho dalšími nevýhodami je nízká teplota tavení a nízký bod varu, díky čemuž se z taveniny velmi rychle odpařuje za vzniku silného bublání, které napomáhá naplynění. Mimo to zvyšuje koeficient objemového smrštění, čímž způsobuje výskyt rozptýlené porozity, zvyšuje sklon k oxidaci taveniny a zhoršuje zabíhavost.

Vzhledem k již zmíněnému vypařování je jeho využití velmi nízké, obvykle zhruba $10 \div 20$ %. Do taveniny je sodík vnášen v podobě kovového sodíku, modifikačních solí

nebo exotermických tablet. K odeznívání modifikačního účinku sodíku dochází cca 15 až 20 minut po jeho aplikaci, což lze prodloužit využitím tzv. tablet s pomalým rozpouštěním. Tyto tablety mají hustotu podobnou tekutému kovu, a proto jsou rozkládány velmi pomalu. Stejně jako v případě stroncia, působí i na sodík negativně především fosfor a antimon [4, 9].

2.5.3 Rafinace

Rafinace je metalurgický proces, v rámci kterého dochází k odstraňování nežádoucích plynných a tuhých příměsí, tedy k eliminaci obsahu vměstků. V rámci tohoto procesu je pro zvýšení čistoty taveniny používáno několik postupů, kterými jsou:

- Odstátí taveniny
- Chemické vázání vměstků
- Filtrace
- Profukování taveniny

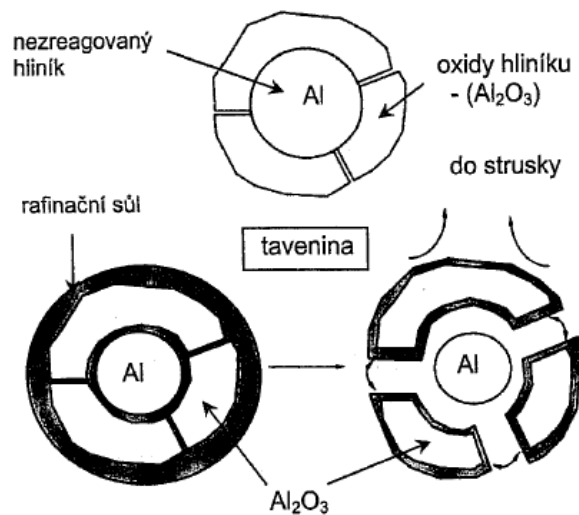
Odstátí taveniny je založeno na principu rozdílné hustoty kovu a vměstků, která iniciuje jejich vyplouvání. Ale vzhledem k tomu, že v hliníkových slitinách není rozdíl mezi těmito hustotami příliš markantní, je tato metoda s ohledem na časovou náročnost (desítky minut až hodina) málo efektivní [4].

Chemické vázání vměstků probíhá pomocí krycích přípravků a rafinačních solí, které nejenže odstraňují z taveniny vměstky, ale zároveň ji chrání proti oxidaci a vzniku vměstků dalších.

Krycí přípravky a krycí soli jsou tvořeny převážně flouridy, chloridy a alkalickými kovy. Jejich aplikací je tavenina chráněna před stykem s atmosférou, případně před stykem s některou z forem vlhkosti. Tyto přípravky jsou přidávány již do vsázky, a to v takovém množství, aby byly schopny vytvořit souvislou nepropustnou vrstvu na hladině taveniny. Jejich teplota tání je nižší než teplota tavení kovu, takže kov chrání dříve, než přejde do kapalně fáze [4, 11].

Rafinační přípravky slouží k odstranění oxidických vměstků a snižování ztrát kovu. Stejně jako krycí přípravky, jsou i ty rafinační tvořeny především flouridy a chloridy.

Vzhledem k tomu, že oxidické částice vytváří v tavenině jakousi obálku kolem nezreagovaného hliníku a vyplouvají do strusky, dochází při odstraňování strusky ke značným ztrátám hliníku. Tyto ztráty lze pomocí rafinace eliminovat a to tak, že aktivní rafinační sloučenina rozruší vazby mezi oxidickou obálkou a nezreagovaným kovem. Zatímco kov je uvolněn zpět do taveniny, rafinační sloučenina spolu s oxidickými částicemi vytváří tzv. suchou strusku s nízkým obsahem hliníku a vysokým obsahem nečistot. Schématické znázornění tohoto procesu je na obrázku 17 [4, 11].



Obrázek 17: Schématické znázornění procesu rafinace [4]

Filtrace je další metodou používanou pro snižování obsahu vměstků v tavenině. K její realizaci jsou u slitin hliníku používány především kovové a tkaninové filtry nebo kovová sítká. Tento proces lze využít při přelévání taveniny z pece do transportní pánve, v udržovacích pecích nebo přímo při lití. Pomocí filtrů lze efektivně odstranit především oxidické blány, ale také drobné nekovové vměstky [4].

2.5.4 Odplyňování

Cílem metalurgického odplyňování hliníkových slitin je takové snížení obsahu vodíku, aby nedocházelo k vylučování bublin, respektive pod hodnotu $0,2 \text{ cm}^3/100 \text{ g Al}$.

V některých aplikacích se lze setkat i s hodnotou nižší v závislosti na tom, jak rychle odlitky tuhnou. S pomalejším tuhnutím je totiž sklon k vylučování bublin vyšší [4].

Odplyňování může probíhat několika různými metodami. První z nich je odplyňování vakuováním, které spočívá ve snížení tlaku nad hladinou kovu v důsledku čehož se sníží parciální tlak vodíku, a tedy i jeho rozpustnost. Následkem toho vodík z taveniny uniká. Pro tento způsob odplynění jsou ve slévárnách zřízeny speciální vakuovací komory, do kterých je kov po dosažení požadované teploty zavezen v přepravní pánvi. Pánev je následně uzavřena za pomoci zvonu a tlak v komoře může být snížen, obvykle na hodnotu zhruba 5 kPa [4].

Druhým způsobem odplynění je probublávání taveniny plyny. Princip této metody spočívá v difúzi vodíku do bublin s nulovým parciálním tlakem nebo v chemických reakcích mezi plyny. Podle toho, který z těchto mechanismů je při probublávání uplatňován, lze plyny rozdělit na plyny inertní a aktivní.

Mezi inertní plyny používané v procesu odplyňování jsou řazeny dusík a argon. Aktivními plyny jsou potom fluor nebo chlor. U aktivních plynů je obvykle dosahováno vyššího stupně odplynění, ale svým působením ruší modifikační účinky sodíku a stroncia a snižují obsah manganu ve slitině [4, 13].

Pro dosažení účinného odplynění je třeba zajistit co nejmenší bubliny plynu s dlouho dráhou působení a co nejlepší promíchávání taveniny. Dalším podstatným faktorem je pak čistota plynů, které nesmí obsahovat vlhkost.

Plyny jsou do taveniny dodávány buď přímo v plynné podobě nebo v podobě solí, které se v tavenině rozpustí. Samotný proces je pak prováděn pomocí odplyňovací trubice, porézní tvárnice nebo rotorových zařízení.

Odplynění pomocí trubice je realizováno jejím ponorem ke dnu pánve a vháněním plynu do taveniny skrz porézní zátku zajišťující vznik malých bublin.

Porézní tvárnice fungují na podobném principu s tím rozdílem, že jsou napevno zabudovány do dna pece či odplyňovací pánve.

V případě rotorových zařízení (viz obrázek 18) je plyn vháněn do taveniny osou grafitového rotoru. Rotor poháněný elektromotorem napomáhá vzniku malých bublin

a rovnoměrnému míchání taveniny. Rychlost pohybu rotoru se obvykle pohybuje v rozmezí 300 až 500 ot/min a průměr bublin, který je u tohoto zařízení dosahován je 1 až 3 mm. Víř bublin, který toto zařízení vytváří je patrný z obrázku 19 [4, 13].



Obrázek 18: Rotorové zařízení [10]



Obrázek 19: Vír bublin rotorového zařízení [11]

3 Příčiny a kinetika vzniku vměstků

3.1 Vměstky

Pojem vměstky je souhrnné označení pro nekovové částice a intermetalické fáze, které jsou uloženy v kovové matici slitiny a které nepříznivě ovlivňují kvalitu odlitků. Jejich vliv lze pozorovat již při odlévání, kde mohou bránit správnému plnění forem a úniku plynů z taveniny. Z hlediska mechanických vlastností snižují především tažnost, kontrakci a houževnatost materiálu. Dochází-li k jejich shromažďování v nosném průřezu odlitku, působí zde jako koncentrátoři napětí a ovlivňují tak i pevnostní charakteristiky. Nejvýrazněji se však projevují za zvýšených teplot a při cyklickém a rázovém namáhání.

Vliv vměstků na výsledné mechanické a technologické vlastnosti nelze předem zcela přesně určit. Jejich vliv je dán kombinací několika faktorů, mezi něž patří:

- typ a množství vměstků
- velikost, tvar a orientace vměstků
- místo výskytu a rozložení vměstků

Dále pak hrají roli i konstrukce a provozní podmínky odlitku a struktura matrice základního materiálu [3].

Podle toho, jakým způsobem se do taveniny dostávají, lze vměstky rozdělit na vměstky endogenní a exogenní.

Exogenní vměstky mají původ v okolním prostředí, odkud se dostávají do tekutého kovu při tavení či odlévání. Jejich tvar, velikost (od 1 μm do několika milimetrů) a původ jsou velmi různorodé, většinou se však jedná o částice uvolněné z vyzdivek tavicích pecí, licích a přepravních pánví či slévárenských forem. Tento typ vměstků se často přemísťuje a koncentruje v určitých částech odlitků, jako jsou horní povrch nebo vtok [3, 4].

Pro zachycení pohybu exogenních vměstků v odlitcích existují v některých simulačních programech speciální funkce, které dokážou predikovat oblast jejich koncentrace. Ověření simulačního modelu je však značně obtížné a jsou pro to vyvíjeny experimentální metody, jako je například sledování emitovaných pozitronových částic – metoda PEPT [14].

Endogenní vměstky mohou být na kov vázány z jeho hutní výroby nebo vznikat chemickými reakcemi slitiny s okolním prostředím během metalurgických procesů či během tavby, transportu a odlévání. Často však také vznikají během chladnutí pomocí mechanismů precipitace při změně rozpustnosti jednotlivých složek slitiny. Jejich výskyt je dále podmíněn tzv. dědičnými vlastnostmi, tedy původem a čistotou zpracovávaných surovin. Jedná se tedy o vrozenou součást každé slitiny, která vypovídá o způsobu její výroby. Nejčastější endogenní vměstky vyskytující se ve slitinách hliníku jsou uvedeny v tabulce 1 [3, 4].

Tabulka 1: Nejčastější endogenní vměstky ve slitinách hliníku [1]

Typ	Původ vměstků	Tvar	Velikost (μm)
Al_2O_3	Struska	Částice, Film	0,2 – 30 10 – 5000
MgO	Struska	Částice, Film	0,1 – 5 10 - 5000
MgAl_2O_4	Struska	Částice, Film	0,1 – 5 10 - 5000
Chloridy, fluoridy	Soli	Částice	0,1 – 5
TiC	Zjemňující přísady	Částice	0,1 – 5
TiB_2 , AlB_2	Zjemňující přísady	Shluky, Částice	1 – 30 0,1 – 3
Fe-Cr-Mn	Chemická reakce – nízká udržovací teplota	Částice	1 – 50

V tavenině se endogenní vměstky vyskytují v tekutém nebo tuhém stavu a mají podobu shluků, filmu nebo jednotlivých částic, jak ukazuje tabulka 1. V tuhém kovu pak mohou být rozloženy rovnoměrně napříč celou strukturou, vyloučeny podél hranic zrn nebo v případě vysokotavitelných látek uvnitř zrna, kde složily jako krystalizační zárodky. Tvar a rozložení vměstků je podstatným faktorem určujícím

výsledné mechanické vlastnosti slitiny. Za příznivější jsou považovány vměstky malé, okrouhlé, tvárné a rovnoměrně rozmístěné. Naopak nejvíce škodlivými jsou vměstky členité a křehké vyloučené podél hranic zrn [3, 4].

V literatuře se lze setkat ještě se speciálním typem vměstků, který vzniká vyloučením endogenních vměstků na exogenních zárodcích. U těchto vměstků je velmi těžké určit jejich původ, a proto někdy bývají označovány jako vměstky smíšené [14, 15].

3.2 Příčiny a kinetika vzniku vměstků

3.2.1 Exogenní vměstky

Příčiny vzniku exogenních vměstků jsou patrné z kapitoly 3.1. Uvádí se zde, že exogenní vměstky mají původ v okolním prostředí a jsou to převážně částice z vyzdívek tavicích a udržovacích agregátů. Jedná se o náhodně přimíchané úlomky a kinetiku jejich vzniku tedy nelze popsat pomocí matematických modelů. Eliminace jejich obsahu v tavenině je prováděna pomocí filtrace či s využitím tavidel.

3.2.2 Oxidické vměstky

Endogenní oxidické vměstky vznikají oxidací hliníku, která je podmíněna stykem taveniny s kyslíkem. Vzhledem k tomu, že hliník má ke kyslíku vysokou afinitu, dochází k okamžité reakci, která probíhá v tekutém i tuhém stavu a kterou lze popsat rovnicí [4]:



Kyslík se do styku s hliníkem dostává buď z atmosféry nebo disociací z vody, tedy vlivem vlhkosti, která může mít mnoho různých zdrojů, například nedokonale vysušené kelímky, vyzdívky náradí a rafinační soli, vlhká nebo zoxidovaná vsázka, nátěry forem, spaliny pecí a mnoho dalších. Voda se vlivem vysoké teploty taveniny rozkládá za vzniku vodíku a kyslíku, jak popisuje následující rovnice [4]:



Vodík vzniklý touto reakcí se v tavenině rozpouští, zatímco kyslík dále reaguje podle rovnice (1).

Ve styku se vzdušným kyslíkem se na povrchu taveniny vytváří oxidická vrstva tvořená Al_2O_3 , jejíž tloušťka se obvykle pohybuje v rozmezí hodnot $2 \div 10$ nm. Parametry této vrstvy jsou rozhodujícím faktorem rozhodujícím o další oxidaci.

Vzniklou oxidickou vrstvu lze charakterizovat pomocí tzv. Pilling-Bedworthova poměru (P.B.), který je definován jako podíl hustoty taveniny k hustotě oxidické vrstvy.

Je-li hodnota P.B. větší než 1, značí to, že objem oxidů převyšuje objem kovu, ze kterého vznikly a utvořená vrstva je pro kyslík nepropustná. Oxidace tedy může probíhat pouze pomocí difúze skrz vrstvu Al_2O_3 , což je ovšem velmi pomalý proces. Tento mechanismus vysvětluje výbornou korozní odolnost hliníkových slitin a ochranu hladiny taveniny [4, 16].

Vyjde-li hodnota P.B. poměru nižší než 1, indikuje to vznik vrstvy nesouvislé, a tedy nedostatečné ochrany taveniny. V tomto případě není oxidace ničím zpomalena a probíhá konstantní rychlostí. Vznik této situace je podmíněn přítomností některých prvků, jako jsou například hořčík, vápník nebo sodík.

Oxidická vrstva Al_2O_3 formující se na hladině taveniny je měkká, amorfní a vzniká v tekutém i pevném stavu. Jejím opětovným roztavením se tato forma oxidu změní na tzv. spinel ($\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$), který se vyznačuje vysokou teplotní nestabilitou a při teplotách nad 770°C se transformuje na korund ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$). Korund představuje již teplotně stabilní oxid, který je ovšem velmi tvrdý a zhoršuje tak obrobitelnost odlitků. Mimo to má díky své vysoké hustotě sklon k sedimentaci [4, 16].

Oxidická vrstva může být kromě Al_2O_3 tvořena také oxidy přísadových prvků a nečistot. Její složení je závislé na typu legujících prvků, jejich množství a jejich afinitě ke kyslíku. Prvky s vysokou afinitou ke kyslíku mohou tvořit oxidy buď pouze s kyslíkem nebo komplexní oxidy zahrnující i hliník. Mají-li některé prvky vyšší afinitu ke kyslíku než hliník, dochází k jejich propalu.

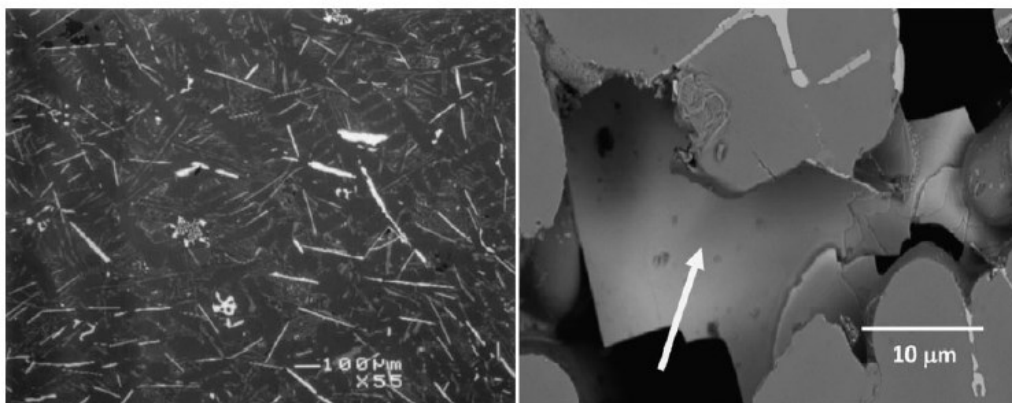
Z uvedeného textu vyplývá, že legující prvky se vlivem tvorby oxidické vrstvy výrazně podílí na korozní odolnosti slitiny [4, 16].

3.2.3 Intermetalické fáze

Vznik vměstků typu intermetalická fáze je ovlivněn mnoha faktory, z nichž nejvýznamnějšími jsou lokální chemické složení taveniny, rychlost růstu a rychlost ochlazování. Velikost a morfologie intermetalických fází je klíčovým faktorem rozhodujícím o výsledných vlastnostech slitiny. Jak je patrné z kapitoly 2.3 mohou hliníkové slitiny obsahovat velkou spoustu nejrůznějších intermetalických fází v závislosti na legujících prvcích. S ohledem na to, že v rámci praktické části této práce byly ve sledovaných vzorcích identifikovány pouze intermetalické fáze mědi, železa a manganu, bude tato kapitola směřována k příčinám a kinetice vzniku pouze těchto vybraných vměstků.

Intermetalická fáze Al-Fe-Si

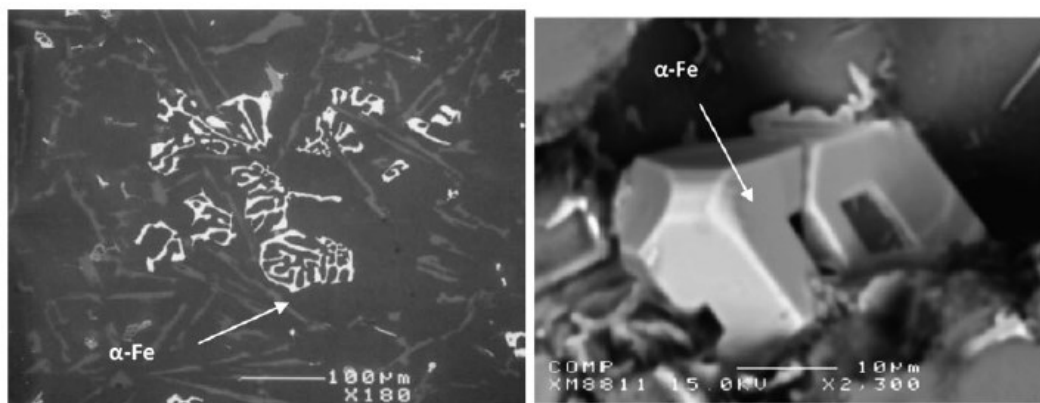
Příčinou vzniku intermetalické fáze β -AlFeSi je přítomnost železa. Tento prvek je ve slitinách hliníku považován za nečistotu, a to především díky téměř nulové rozpustnosti způsobující snadnou slučitelnost [4]. Tato fáze je vždy fází primární mající ve tří dimenzionálním prostoru podobu desek, které se ve 2D mikroskopii jeví jako jehlice (viz obrázek 20). Vznik β -AlFeSi fáze je spíše než eutektickému bodu Al-Si-Fe diagramu připisován obsahu železa zhruba odpovídajícímu 1 %. Interval tuhnutí této fáze se pohybuje v okolí teploty 580 °C. Z hlediska chemického složení je tato fáze nejčastěji popisována jako Al_5FeSi , což není úplně přesné, protože tento popis nezahrnuje další prvky, které se mohou v rámci této fáze objevit (Cr, Cu, Mn) [4, 17].



Obrázek 20: Intermetalická fáze Al-Fe-Si ve 2D (vlevo) a 3D zobrazení (vpravo) [12]

Intermetalická fáze Al-Fe-Mn-Si

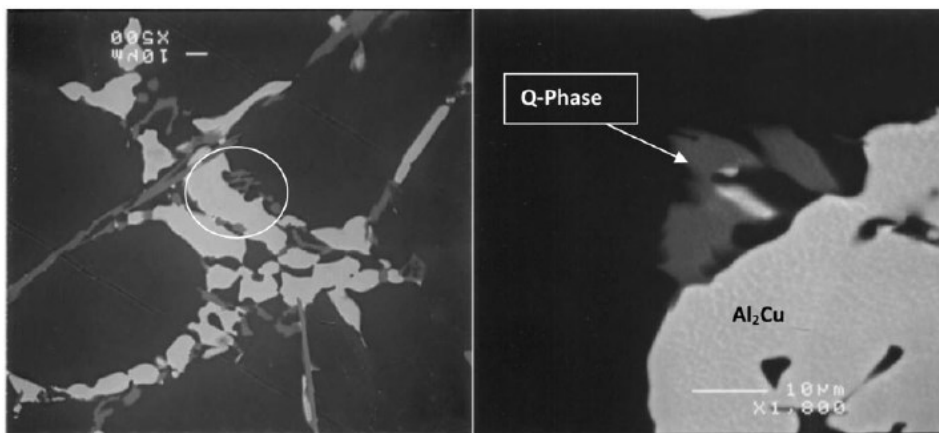
Intermetalická fáze na bázi Al-Fe-Mn-Si, často nazývaná také jako čínské písmo nebo rybí kost, je kompaktní fází s hexagonální mřížkou eliminující negativní účinky fáze β -AlFeSi. Mangan je schopný nahrazovat některé atomy železa a měnit morfologii vznikající struktury tak, aby méně narušovala základní kovovou matici a měla tedy méně negativní vliv na mechanické vlastnosti slitiny. K této náhradě dochází při teplotách zhruba 590 °C v závislosti na obsahu jednotlivých prvků, jejich vzájemné kombinaci a rychlosti tuhnutí slitiny [4]. Zárodky intermetalické fáze typu čínského písma (α -Fe) se začínají objevovat buď během krystalizace eutektika společně s fází α -Al nebo před eutektickou reakcí v podobě polyedrických částic. Mimo zmíněné substituce atomů železa atomy manganu, může v této intermetalické fázi docházet také k nahrazování hliníku mědí. Chemické složení této fáze pak odpovídá $(Al, Cu)_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ [4, 17]. V rámci práce [17] byl sledován vývoj této struktury na několika vzorcích různých rozsahů chemického složení. Výzkum prokázal že výskyt je definován rozsahy $Al_{17,5-16,5}(Fe, Mn, Cr, Cu)_{2,3-3,3}Si_2$. Zde je patrné, že intermetalická fáze na bázi Al-Fe-Mn-Si může dále obsahovat i stopové množství chromu a variabilita obsahů jednotlivých prvků a jejich kombinací je velmi široká. Rozmístění těchto fází v rámci vzorku závisí na koncentraci jednotlivých prvků v tavenině [17]. Mikroskopické snímky této fáze jsou k vidění na obrázku 21.



Obrázek 21: Intermetalická fáze (vlevo); kompaktnost fáze v kovové matrici (vlevo) [12]

Intermetalická fáze Al_2Cu

Při krystalizaci hliníkových slitin obsahujících měď dochází k lokální segregaci Cu, která se zvyšuje se zvyšujícím se podílem pevné fáze. Krátce před koncem tuhnutí pak dochází ke vzniku Al- Al_2Cu fází, z čehož vyplývá, že se jedná o fáze velice stabilní, která se nemění v závislosti na legujících prvcích jako jsou například hořčík či stroncium [17]. Intermetalické fáze typu Al_2Cu jsou fázemi nerovnovážnými, což znamená, že je lze při teplotě homogenizace převést do tuhého roztoku $\alpha(Al)$ [5, 18]. Mikroskopické snímky této fáze jsou uvedeny na obrázku 22.



Obrázek 22: Intermetalická fáze Al_2Cu [12]

4 Popis metalurgického procesu v Kovolis Hedvikov a. s.

Kovolis Hedvikov a. s. je česká slévárna zabývající se vysokotlakým litím hliníkových odlitků. V rámci své činnosti běžně zpracovává 10 rozdílných hliníkových slitin, z nichž nejvíce využívanou je slitina na bázi Al-Si-Cu označována jako ADC 12, neboli EN AC 46100. Roční zpracovávané množství této slitiny v Kovolis Hedvikov a. s. se pohybuje okolo 22 tisíc tun, což tvoří zhruba 35 % celkové produkce. Jedná se o slitinu s dobrými mechanickými vlastnostmi a velmi dobrou obrobiteľnosť. Obecně má slitina ADC 12 hustotu 2700 kg/m^3 , teplotu tuhnutí v rozmezí $515 \div 580 \text{ }^\circ\text{C}$ a tepelnou vodivost $96 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$. Z hlediska mechanických vlastností je u ní podle normy ČSN EN 1706: 2010 dosahováno minimální pevnosti v tahu 240 MPa, minimální smluvní meze kluzu 140 MPa, tažnosti do 1 % a minimální tvrdosti podle Brinella HBS 80 [19, 20].

Pro chemické složení této slitiny existují v normě dvě rozpětí, z nichž jedno udává rozsahy legujících prvků slévárenských housků a druhé je platné pro zhotovované odlitky. Tato rozpětí jsou uvedena v tabulkách 2 a 3.

Tabulka 2: Chemické složení slitiny ADC 12 pro slévárenské housky [2]

Prvek	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb
Množství	9,6 ÷ 12,0	≤ 1,3	1,5 ÷ 3,5	≤ 0,5	≤ 0,3	-	≤ 0,5	≤ 1,0	≤ 0,2
							Jiné prvky		
Sn	Ti	Sr	Ca	Sb	Bi	P	Každý	Celkem	Al
≤ 0,2	≤ 0,3	-	-	-	-	-	-	-	Zbytek

Tabulka 3: Chemické složení slitiny ADC 12 pro odlitky [2]

Prvek	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb
Množství	9,6 ÷ 12	0,6 ÷ 1,1	2,5 ÷ 3,5	≤ 0,50	0,15 ÷ 0,30	-	≤ 0,5	≤ 1,0	≤ 0,15
							Jiné prvky		
Sn	Ti	Sr	Ca	Sb	Bi	P	Každý	Celkem	Al
≤ 0,20	≤ 0,30	-	≤ 0,003	≤ 0,01	≤ 0,01	≤ 0,002	≤ 0,05	≤ 0,25	Zbytek

Na základě požadavků zákazníků a mnohaletých zkušeností se zpracováním daného materiálu bylo ve společnosti Kovolis Hedvikov a. s. vytvořeno zúžené rozpětí

chemického složení, které upravuje obsahy základních prvků daných normou, ale i prvků doprovodných, které norma nedefinuje. Toto zúžené rozpětí uvádí tabulka 4.

Tabulka 4: Zúžené rozpětí chemického složení slitiny ADC 12 pro Kovolis Hedvikov a. s. [2]

Prvek	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb
Množství	9,6 ÷ 11,5	0,6 ÷ 1,0	2,5 ÷ 3,5	0,3 ÷ 0,5	0,15 ÷ 0,35	-	-	-	≤ 0,15
Sn	Ti	Sr	Ca	Sb	Bi	P	Jiné prvky		Al
≤ 0,15	-	-	≤ 0,003	≤ 0,01	≤ 0,01	≤ 0,002	Každý	Celkem	Zbytek
							≤ 0,05	≤ 0,25	

Slitina ADC 12 je do společnosti Kovolis Hedvikov a. s. dodávána třemi nezávislými dodavateli, kteří budou v rámci této práce označeny písmeny A, B a C.

Příjem materiálu a jeho dokumentace skládající se z dodacího listu a materiálových atestů probíhá ve středisku kontroly. Zde jsou z dodaného materiálu odebírány vzorky pro vstupní analýzu chemického složení, která probíhá na jiskrovém optickém emisním spektrometru a jejím výstupem je protokol prokazující, že dodaný materiál odpovídá požadovanému chemickému složení. Získané protokoly a dokumentace od dodavatelů musí být následně archivovány, a to v papírové i elektronické podobě. V rámci vstupní kontroly jsou analýze chemického složení podrobeny všechny šarže dodaného materiálu a každých 10 tun jednotlivých šarží. Vyhovující materiál je po jednotlivých balících označen zelenými kartami, které obsahují označení slitiny, dodavatele a číslo šarže. Zkontrolovaný materiál následně putuje do skladů.

Tavba materiálu probíhá vzhledem k vysoké produkci na dvou kontinuálně tavicích pecích od společnosti Striko Westofen (viz obrázek 23). Jedná se o šachtové pece, které jsou zaváženy pomocí automatického dopravníku vedoucího do horní části šachty, kde je materiál přehříván a dochází tak k odpaření vlhkosti a vyhoření organických nečistot.



Obrázek 23: Tavicí pec ve společnosti Kovelis Hedvikov a. s.

Prázdná pec je zavážena nejprve drobnými kusy vratného materiálu, následně hrubšími kusy vratného materiálu, a nakonec slévárenskými houskami. Podíl slévárenských housek v každé tavbě se musí pohybovat v rozmezí 30 ÷ 50 %. Ideálním poměrem vrtného materiálu a slévárenských housek je 60:40. Vsázkový materiál putuje šachtou pece směrem dolů, kde je postupně natavován soustavou plynových hořáků, přičemž médiem je zde zemní plyn. Tavení je realizováno při teplotě 730 ± 15 °C a za jednu hodinu lze v jedné peci natavit až 1500 kg kovu. Propal těchto šachtových pecí se pohybuje okolo 2,5 %.

Tekutý kov je následně shromažďován v udržovací komoře s kapacitou 3000 kg, odkud je odebírán k dalšímu zpracování. Intenzita odběru materiálu je závislá na aktuální produkci. Průměrně je za jednu 12 hodinovou směnu odebráno zhruba 15 tun taveniny.

Celý tavicí proces je elektronicky podporován řídicím systémem pece, který zobrazuje zaměstnancům tavicí teploty v různých částech pece, množství navezeného vstupního materiálu a aktuální poměr vratného materiálu ke slévárenským houskám. Mimo to je systém propojen s čidlem umístěným v horní části šachty, které zachycuje výšku, do které materiál sahá. Podle této výšky mohou taviči regulovat intenzitu vsázek. Řídicí systém dále zaznamenává a ukládá data z průběhu tavby, které jsou ze systému stahovány a ukládány k archivaci.

Natavený materiál je naklopením vany udržovací komory naléván do transportních pánví o maximální kapacitě 500 kg, ve kterých je následně odplyněn a rafinován. Při přelévání nataveného materiálu do transportních pánví nedochází k jeho filtraci.

Odplynění a rafinace probíhají současně na rotačním odplyňovacím zařízení Foseco MTS 1500. V rámci procesů odplynění a rafinace je transportní pánev umístěna pod rotační zařízení a je do ní ponořen grafitový rotor, kterým jsou do taveniny vnášeny drobné bublinky plynu pro snížení koncentrace rozpuštěného vodíku. Současně je do taveniny sypána z dávkovače rafinační sůl, která odstraňuje oxidické vměstky a snižuje obsah hliníku ve strusce, čímž eliminuje ztráty kovu. Solí používanou pro rafinaci je Arsal 2125 Flakes a na jednu dávku kovu je jí spotřebováno 230 g. Médiiem pro odplynění je argon 5.0, jehož průtok se pohybuje v rozmezí 15 ± 5 l/min. Otáčky rotoru jsou na začátku procesu, kdy je vytvářen vír, rovny 600 ot/min. V průběhu procesu je pak tato hodnota snížena na 350 ot/min.

Celý proces odplynění a rafinace trvá 180 vteřin a po jeho ukončení musí tavič očistit hladinu taveniny od produktů vzniklých reakcí kovu s rafinační solí. Následně je tavenina přepravována na jednotlivá licí pracoviště, kde je uchovávána ve vanových udržovacích pecích.

5 Analýza metalurgického procesu

Metalurgický proces je velmi komplexní soubor činností, který má zásadní vliv na kvalitu natavovaného materiálu. Mimo tohoto procesu samotného zde hrají významnou roli i kvalita vstupních surovin a nakládání s nimi. Bude-li se tedy analyzovat metalurgický proces, je třeba začít u surovin do tohoto procesu vstupujících, tedy slévárenských housek a vratného materiálu.

Slévárenské housky jsou z hlediska kvality nejlepším vstupním materiálem, a to díky garantovanému chemickému složení, nízkému obsahu rozpuštěných plynů a nízkému obsahu nečistot. V praxi jsou slévárenské housky rozděleny na slitiny primárního tavení, tedy slitiny, které jsou získávány z kovových rud, a na slitiny sekundárního tavení vyráběné přetavením různorodého šrotu. Vzhledem k jejich původu, obsahují slitiny sekundárního tavení vždy větší množství nečistot a přísadových prvků než slitiny tavení primárního [4]. Sledovaná slitina ADC 12 dodávaná do společnosti Kovolís Hedvíkov a. s. je slitinou sekundárního tavení a její bližší analýza je provedena v následující kapitole.

Další podstatnou skupinou vstupních surovin je vratný materiál, který podle výše uvedených dat představuje méně kvalitní vsázkovou surovinu. To je dáno vyšším obsahem vměstků, chemických nečistot a plynů, než je přítomno ve slévárenských houskách. Vzhledem k tomu, že na povrchu vratného materiálu jsou vytvářeny vrstvy oxidů, které znečišťují natavený kov, je podstatným parametrem vratného materiálu jeho velikost a tvar. Proto jsou jako vsázkové suroviny vratného materiálu vhodnější kompaktní kusy s nízkým poměrem plochy k objemu [4]. Ve společnosti Kovolís Hedvíkov a. s. jsou za drobný vratný materiál považovány části vtokových soustav a za velký především zmetkové odlitky. Materiál s velkým povrchem a malým objemem se ve společnosti nepřetavuje, ale je posílán ke zpracování do hutí. Vstupní suroviny mohou být zdrojem nečistot, jsou-li na nich ulpělé nečistoty a mastnoty. Proto musí být před tavnou zbaveny hrubých nečistot, zbytků olejů a emulzí.

Velmi podstatnou roli zde hraje i vlhkost, která způsobuje naplynění taveniny. Z tohoto důvodu jsou ve společnosti Kovolís Hedvíkov a. s. vytvořeny suché sklady

pro uchování slévárenských housek. Vratný materiál je odebírán přímo z výroby a jeho kontaminace vodou či vzdušnou vlhkostí tedy nehrozí.

Tavicí proces ve společnosti Kovolis Hedvikov a. s. byl popsán v předchozí kapitole. Jak zde bylo zmíněno, probíhají tavby slitiny ADC 12 na kontinuálních šachtových plynových pecích, kde je materiál v šachtě nejdříve přehříván a tím je zbaven případné vlhkosti a organických nečistot. Poté je nataven a schraňován v udržovací komoře pece, odkud je odebírán do transportních pánví k odplynění a rafinaci. Pro zachování vysoké kvality taveniny je třeba tavicí zařízení pravidelně udržovat. Ve společnosti Kovolis Hedvikov a. s. je předepsána každodenní údržba tavicího a udržovacího prostoru pece na začátku ranní a noční směny. Jednou týdně jsou pak pece úplně vyprázdněny a dochází k jejich komplexnímu čištění.

Co se týká vyzdívek pecí, dochází k jejich výměně podle potřeby jednou za 5 až 6 let. Tavicí kelímky mají životnost 8 až 12 měsíců a poté je třeba je vyměnit.

Mimo tavicích pecí je třeba udržovat i všechny nástroje, které přichází do styku s tekutým kovem. K tomu je používána pasta na ošetření ocelového nářadí od společnosti Stilkem nesoucí obchodní název SK 6008 LG.

Z hlediska organizace taveb je třeba věnovat pozornost jednotlivým šaržím materiálu. Vstupní materiál v podobě slévárenských housek je odebírán ze skladu ve stejném pořadí, v jakém byl do skladu přivezen, což znamená, že šarže jsou taveny postupně za sebou. Číslo šarže, která je aktuálně tavena, je vždy uvedeno na tavicí peci v podobě zelené karty. Vzhledem k tomu, že se však jedná o kontinuální tavení, dochází k mísení šarží v rámci návaznosti výroby, tedy na zbytek šarže jedné je navážena šarže následující. Sledování jednotlivých šarží materiálu má další výraznou proměnnou, kterou je vratný materiál. Ten může mít stejnou šarži jako materiál aktuálně tavený jedná-li se o části vtokových soustav nebo zmetkové díly vyřazené na středisku slévárny. Vzhledem k tomu, že odlitky dále procházejí obrobnou, sérií testů a výstupní kontrolou, může dojít k jejich vyřazení až 3 týdny po odlití. V takovémto případě již není shoda šarží pravděpodobná.

Informace o tavebách jednotlivých šarží slévárenských housek jsou součástí hlášení taveb, které dále obsahují výsledky rozborů chemického složení (spektrální

analýza) a výsledky měření indexu hustoty (Dichte indexu) podle kontrolního plánu. Tavnice má tento plán nastaven na kontrolu chemického složení každých 6 hodin a měření Dichte indexu každých 12 hodin. Hodnota indexu hustoty odplyněného materiálu nesmí přesahovat 2 %. Výsledky spektrální analýzy musí splňovat rozsah uvedený v tabulce 3, která definuje chemické složení slitiny ADC 12 pro odlitky. Je-li v tavenině některého prvku nedostatek, musí být tavenina legována. V případě, že by některý z prvků převyšoval maximální dovolený obsah, zvažovalo by se využití tekutého kovu na přípravu jiné slitiny. V extrémním případě by bylo nutné pec vylít a kov poslat na přetavení do hutí.

Metalurgickými procesy navazujícími na tavbu jsou rafinace o odplynění. Jejich postup a použité prostředky byly již zmíněny v předchozí kapitole a není třeba je více rozvádět. Na tomto místě je třeba pouze dodat, že po jejich dokončení nesmí teplota taveniny klesnout pod 690 °C, což je ověřováno pomocí ponorného čidla. Naměřená teplota je zapsána spolu s datumem, časem a označením licích pracovišť, na které je materiál transportován. Tyto záznamy jsou ukládány k archivaci.

Produkcí v Kovolís Hedvíkov a. s. tvoří tenkostěnné odlitky lité do kovových forem, a proto není třeba materiál očkovat. Stejně tak nedochází ani k modifikaci eutektika.

Materiál přepravený do udržovacích pecí je zde po dávkách odebírán. Stejně jako pece tavicí, musí být i udržovací pece pravidelně čištěny. V Kovolís Hedvíkov a. s. je předepsáno každodenní čištění hladiny pod víkem udržovací pece a komplexní čištění při prázdné peci 1x za 14 dní. Mimo to musí být pec komplexně vyčištěna v případě změny výroby nebo změny materiálu.

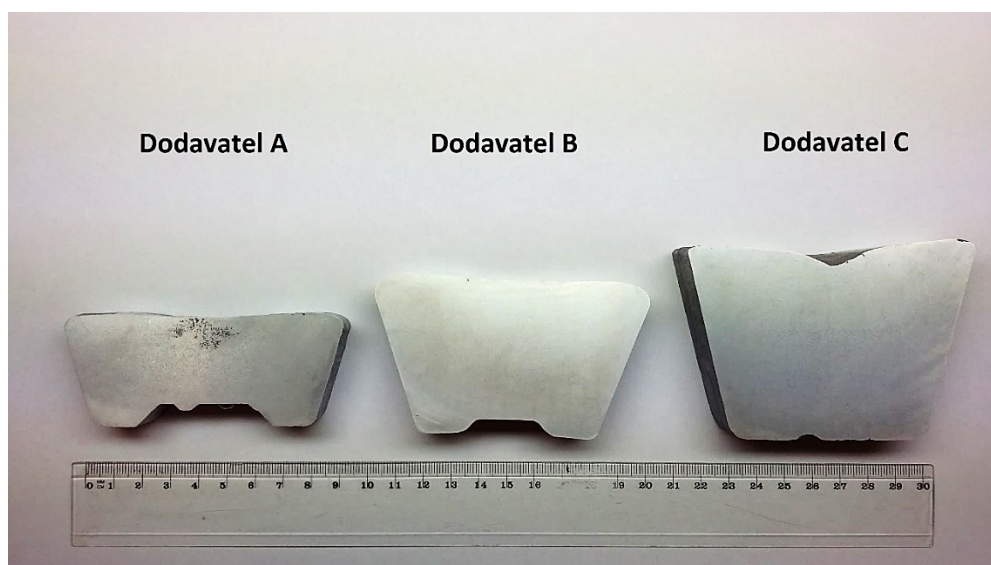
V textu byla několikrát zmíněna archivace dokumentů. Ta je pro běžné odlitky stanovena na dobu 5 let. Pro odlitky s DbmA jsou data uchovávána 25 let.

6 Analýza kvality vstupního materiálu

6.1 Motivace

Motivací pro studium vstupního materiálu je snaha dosahovat konstantní kvality taveniny, a tedy i vyráběných odlitků. Vzhledem k tomu, že od jakosti vstupního materiálu se odvíjí i jakost materiálu vratného, je klíčovým faktorem ovlivňujícím celý materiálový soubor. Za pomoci metalurgických procesů lze některé nečistoty z materiálu částečně odstranit, některé se odstranit nepodaří. Proto je třeba věnovat pozornost slévárenským houskám a jejich obsahu nečistot.

Jak již bylo zmíněno výše, je do společnosti Kovolis Hedvikov a. s. dodáván vstupní materiál třemi nezávislými dodavateli. V rámci této práce budou hodnoceny vzorky slévárenských housek nasbírané v časovém období od prosince 2017 do poloviny března 2018. Celkem se jedná o 70 vzorků – 37 od dodavatele A, 15 od dodavatele B a 18 od dodavatele C. Ukázky těchto vzorků jsou uvedeny na obrázku 24.



Obrázek 24: Vzorky slévárenských housek jednotlivých dodavatelů

Cílem analýzy je vytvoření přehledu o množství přítomných materiálových vad a určení stability jakosti dodávaného materiálu, případně míru jejího rozptylu. Tyto cíle budou plněny v rámci jednotlivých dodavatelů i napříč nimi.

6.2 Příprava vzorků

Vzorky materiálu byly odebrány vždy ze středu slévárenských housek vyříznutím na pásové pile a následně označeny datumem, číslem šarže a názvem dodavatele.

Poté byly vzorky broušeny laboratorní bruskou Kompakt 1031 (viz obrázek 25) v několika stupních dle hrubosti brusných kotoučů (P80, P180, P320, P640 a P1000) a leptány 10 % roztokem hydroxidu sodného (NaOH). Vyhodnocení množství vad materiálu bylo realizováno pomocí optického mikroskopu Olympus SZX10 a počítačového programu QuickPHOTO INDUSTRIAL 3.1.

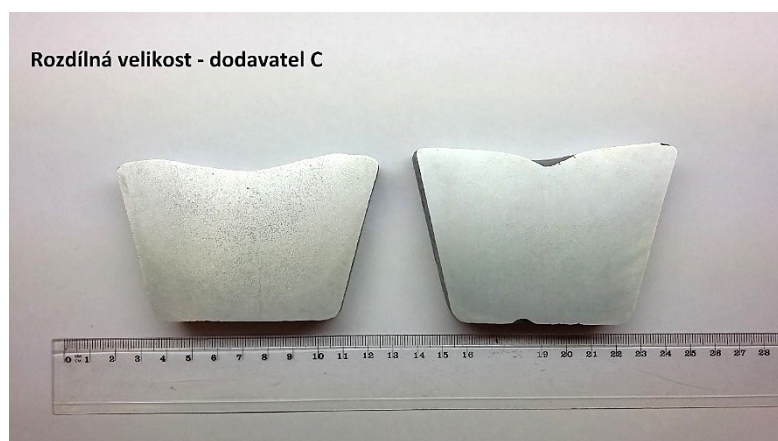


Obrázek 25: Laboratorní bruska Kompakt 1031

Z obrázku 24 je patrné, že velikost slévárenských housek jednotlivých dodavatelů je velice rozdílná. Rozdíly ve velikosti však byly pozorovány i v rámci dodavatelů, jak ukazují obrázky 26 a 27.



Obrázek 26: Rozdílné vzorky dodavatele A



Obrázek 27: Rozdílné vzorky dodavatele C

Mimo rozdílné velikosti byl u dodavatele B zaznamenán i rozdílný tvar jednotlivých vzorků, jak je ilustrováno na obrázku 28.



Obrázek 28: Rozdílný tvar vzorků dodavatele B

S ohledem na tyto rozlišnosti je pro dosažení objektivního hodnocení nutné vztahovat množství jednotlivých vad ke společné základně, kterou je v tomto případě jednotka plochy.

Plocha vzorků byla určována výpočtem z hodnot hustoty, hmotnosti a tloušťky vzorku. Tloušťka vzorku byla proměřena pomocí digitální posuvky, hmotnost byla určena pomocí digitální váhy. Hustota byla stanovena metodou dvojího vážení, která vychází z Archimedova zákona a jejímž principem je vážení vzorku na vzduchu a ve vodě. Hustota je pak určena dle následujícího vztahu:

$$\rho_{vz} = \frac{m_{vz\ at}}{m_{vz\ H2O}} \cdot \rho_{H2O}$$

Kde jednotlivé symboly mají význam:

ρ_{vz} = hustota vzorku (kg/m³)

$m_{vz\ at}$ = hmotnost vzorku na vzduchu (kg)

$m_{vz\ H2O}$ = hmotnost vzorku ponořeného ve vodě (kg)

ρ_{H2O} = hustota vody (kg/m³)

Velikost plochy vzorku lze pak počítat z následující rovnice:

$$S = \frac{m}{\rho \cdot h}$$

Kde jednotlivé symboly popisují tyto veličiny:

m = hmotnost vzorku (kg)

ρ = hustota vzorku (kg/m³)

h = tloušťka vzorku (m)

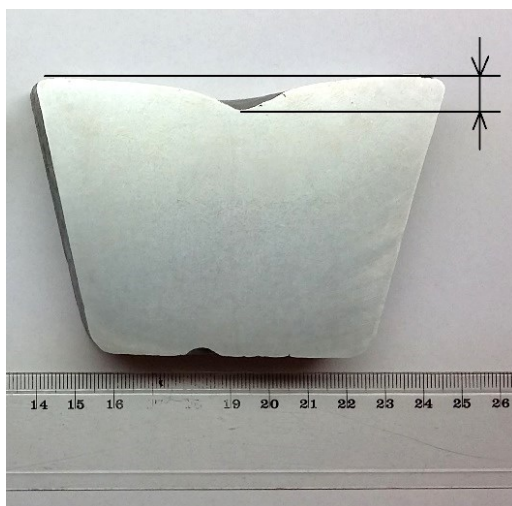
6.3 Zaznamenávaná data

6.3.1 Plocha vzorku

Prvními zaznamenávanými daty jsou, jak již bylo zmíněno výše, hmotnost, hustota a tloušťka vzorku, tedy veličiny potřebné pro výpočet plochy. Postup jejich měření a výpočtu plochy byl uveden v předchozí kapitole a není tedy třeba se touto oblastí dále zabývat.

6.3.2 Povrch vzorku

V pořadí druhou měřenou veličinou je výška povrchové propadliny (staženiny), respektive vzdálenost mezi nejvyšším a nejnižším bodem ztuhlé hladiny. Toto měření bylo realizováno digitální posuvkou dle obrázku 29. V rámci studia povrchu byl sledován i výskyt stop po úniku plynů, případně přítomnost trhlin.

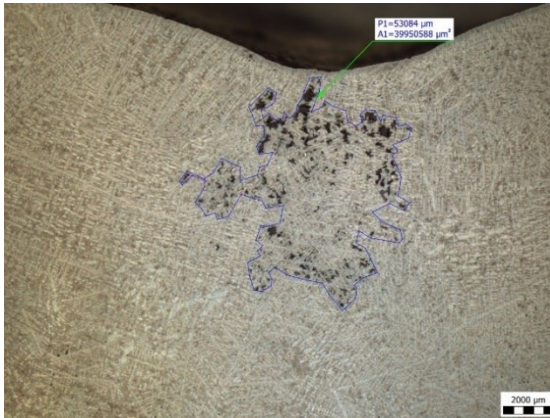


Obrázek 29: Měření výšky povrchové propadliny

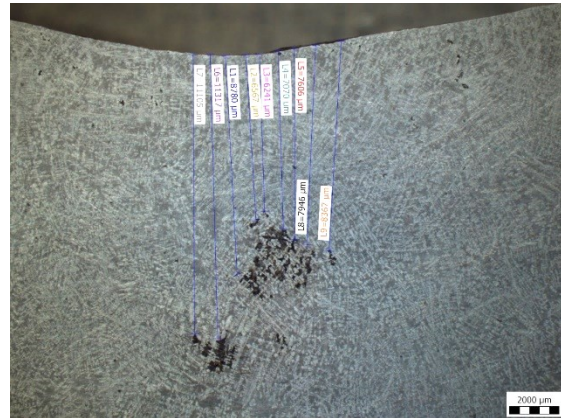
6.3.3 Řediny

Další významnou oblastí zájmu jsou řediny neboli rozptýlené staženiny. Jejich hodnocení bylo prováděno pomocí optického mikroskopu a nástrojů počítačového programu QuickPHOTO INDUSTRIAL 3.1.

U ředin byla v prvním kroku měřena velikost plochy v rovině řezu (viz obrázek 30). Tato hodnota je zjištěna ohraničením řediny křivkou, jejíž vnitřní obsah je automaticky spočítán výše zmíněným programem.

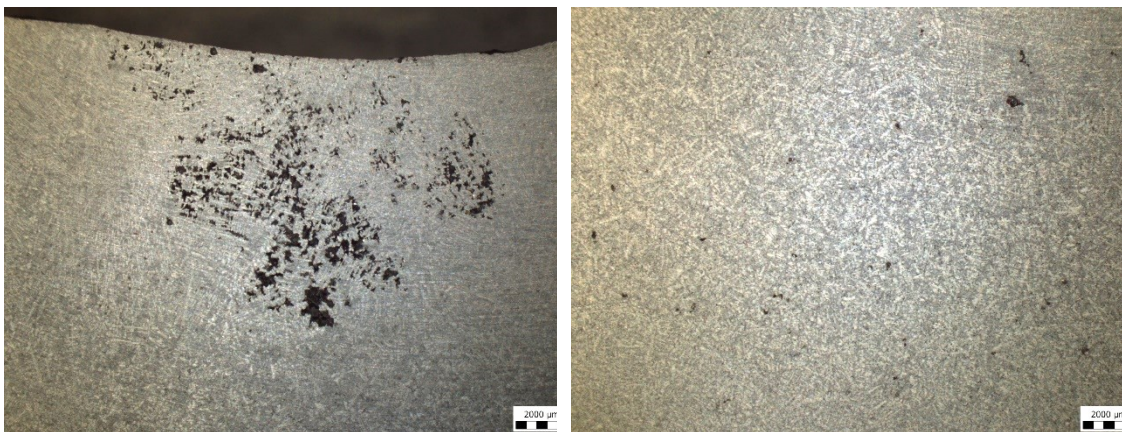


Obrázek 30: Měření plochy řediny



Obrázek 31: Měření pozice řediny

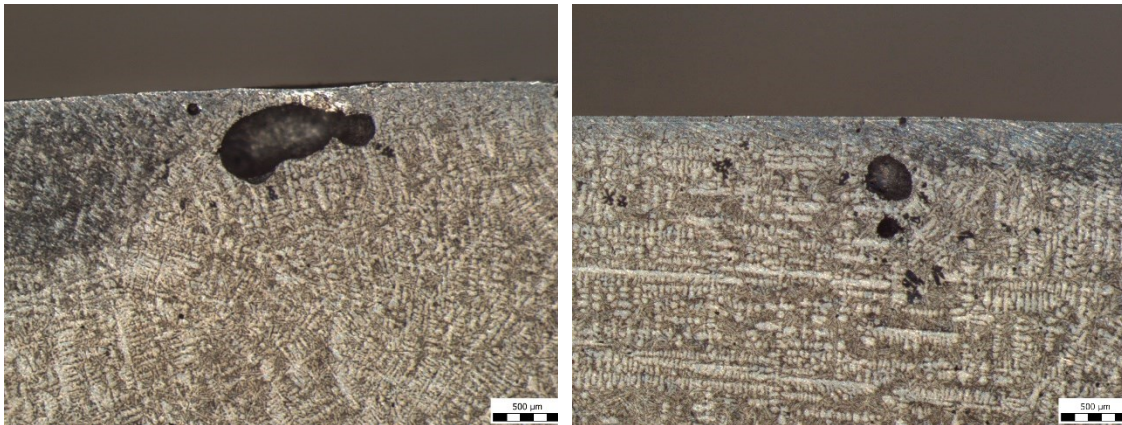
Mimo velikosti plochy je u ředin měřena jejich pozice udávající vzdálenost řediny od povrchu vzorku. Tato hodnota je určena jako průměrná hodnota několika měření, jak je znázorněno na obrázku 31. V rámci studia ředin je sledován a zaznamenáván také jejich charakter. Jinými slovy, zda se jedná o ředinu soustředěnou do jednoho místa, či rozptýlenou v celém objemu vzorku. Rozdíl mezi těmito charaktery je patrný z obrázku 32.



Obrázek 12: Ředina soustředěná do jednoho místa (vlevo), ředina rozptýlená (vpravo)

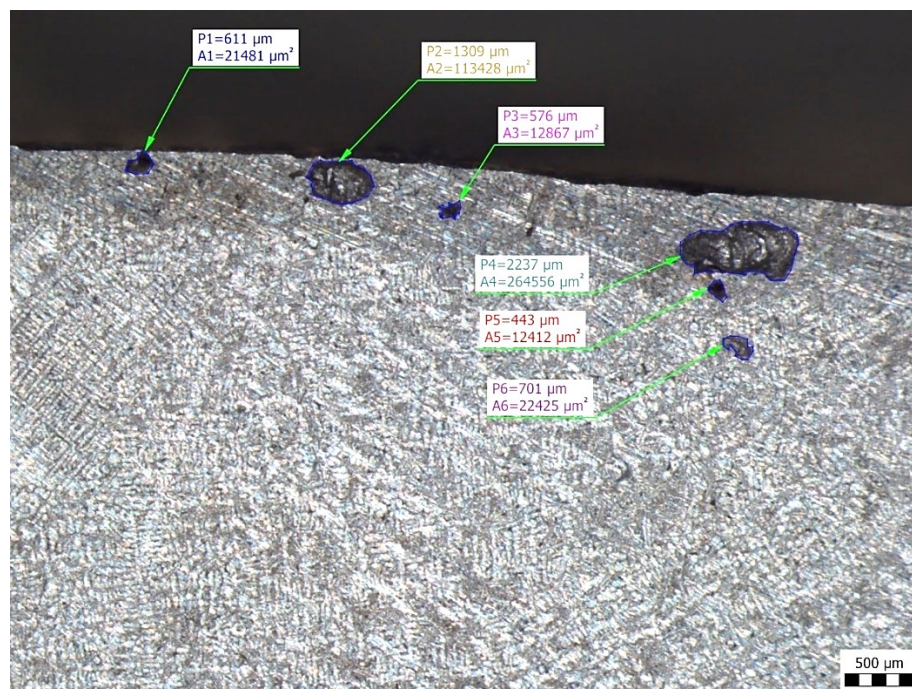
6.3.4 Bublinatost

Kvalita materiálu je výrazně ovlivněna přítomností plynů. Z tohoto důvodu je v rámci hodnocení kvality slévárenských housek zaznamenáváno množství a velikost plynových bublin (viz obrázek 33) vyskytujících se ve sledovaných vzorcích.



Obrázek 33: Plynové bubliny

Velikost bublin je stejně jako velikost ředin určována na základě plochy v rovině řezu za pomocí výpočetní techniky, jak naznačuje obrázek 34. Celková bublinatost je pak stanovena jako součet ploch jednotlivých bublin.

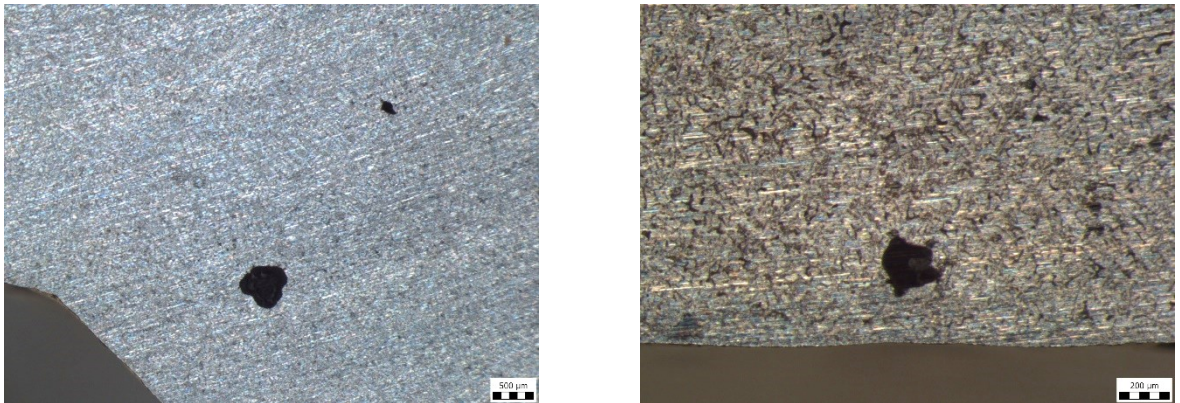


Obrázek 34: Měření velikosti bublin

6.3.5 Vměstky

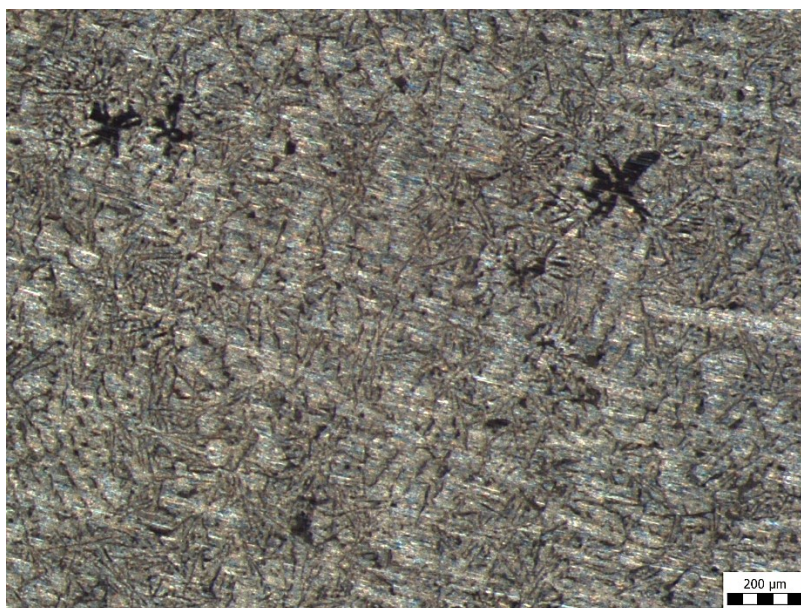
Velice obsáhlou hodnocenou skupinou byla skupina vměstků. Tyto útvary bylo možné sledovat v různých podobách u velkého množství vzorků. Ve sledovaných vzorcích byly objeveny vměstky exogenní i endogenní.

Výskyt exogenních vměstků, které jsou zachyceny na obrázku 35, byl spíše ojedinělou záležitostí, podstatnější skupinu představovaly vměstky endogenní.



Obrázek 35: Exogenní vměstky

Z endogenních vměstků bylo konkrétně možné pozorovat hvězdčicovité intermetalické fáze, které se velice lišily svou velikostí a četností, jak ukazují obrázky 36 a 37.

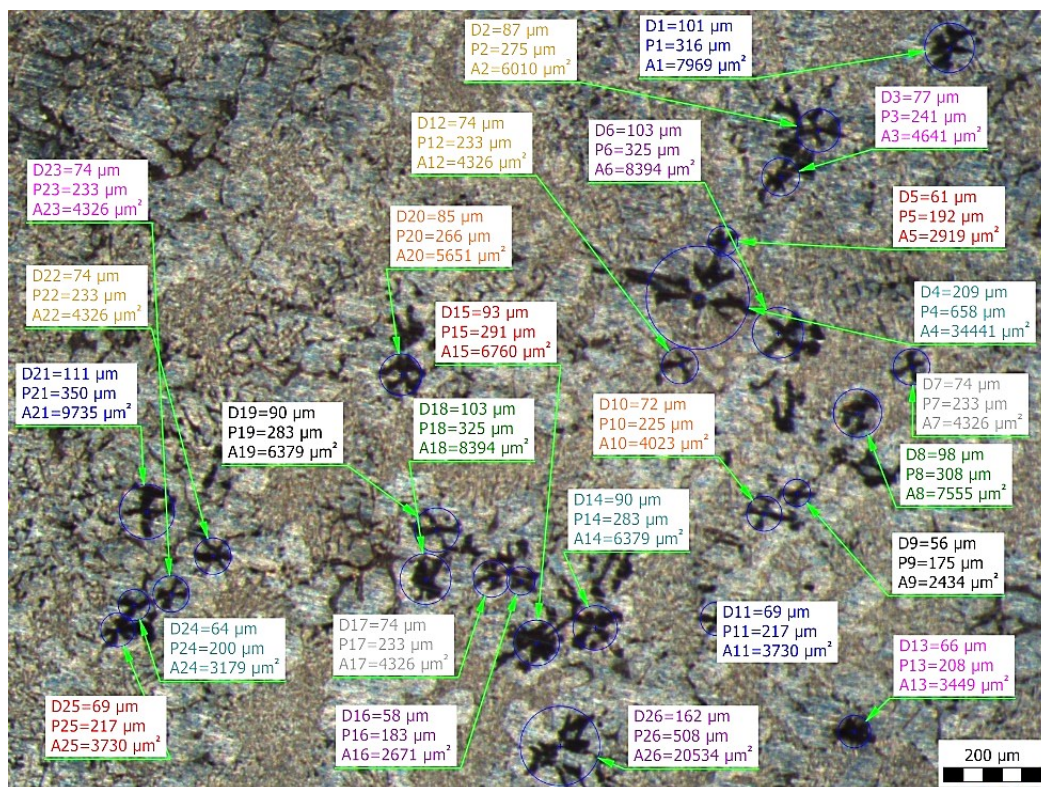


Obrázek 36: Hvězdčicovité intermetalické fáze



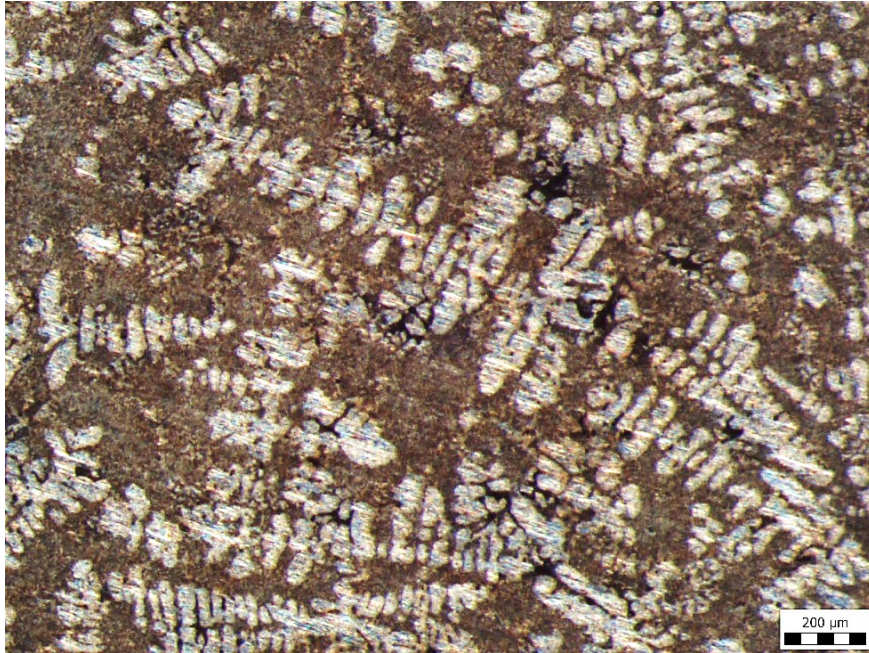
Obrázek 37: Hvězdčité intermetalické fáze

U těchto útvarů bylo zaznamenáváno jejich množství a velikost, která byla určena z měření průměrů jednotlivých hvězdic za pomoci výše zmíněného programu. Vzhledem k vysokému počtu těchto částic bylo měření prováděno ze snímků v několika částech vzorku a velikost vypočítána jako průměrná hodnota těchto měření. Měření průměrů hvězdic je znázorněno na obrázku 38.

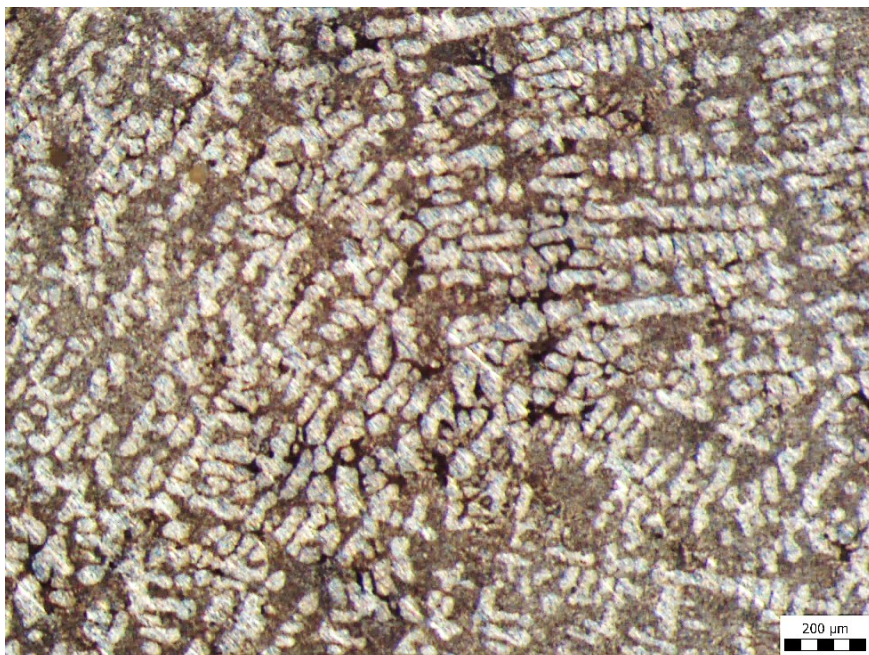


Obrázek 38: Měření průměrů hvězdic

Další typy přítomných intermetalických fází jsou zobrazeny na obrázcích 39 a 40. Porovnáním jejich tvaru a struktury s obrázky uváděnými v odborné literatuře bylo zjištěno, že by se mohlo jednat o intermetalické fáze mědi. Pro jejich určení však bylo potřeba využít mikroskop s větším zvětšením a nástroje EDS analýzy, jak je popsáno dále. U těchto fází byl zaznamenáván jejich počet.

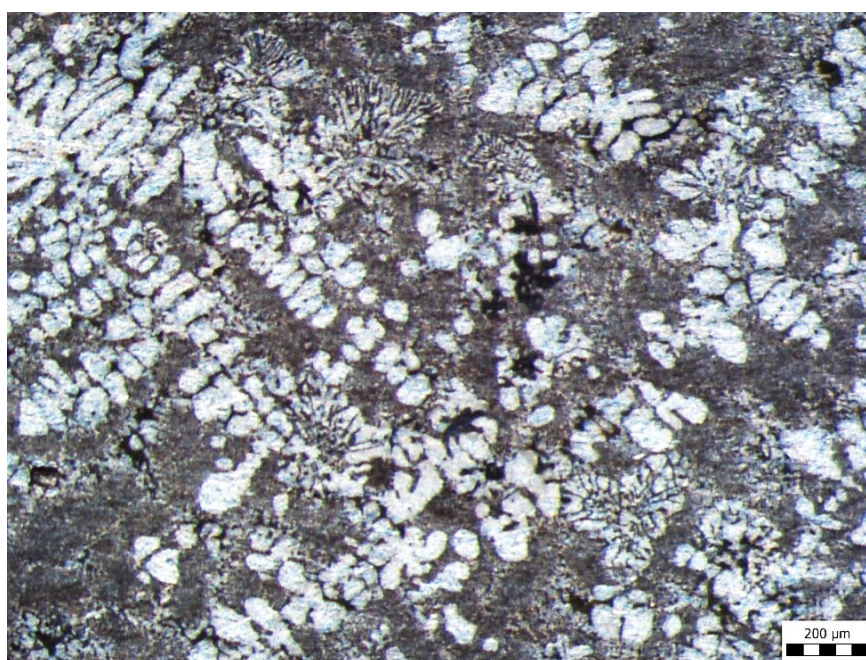


Obrázek 39: Intermetalické fáze

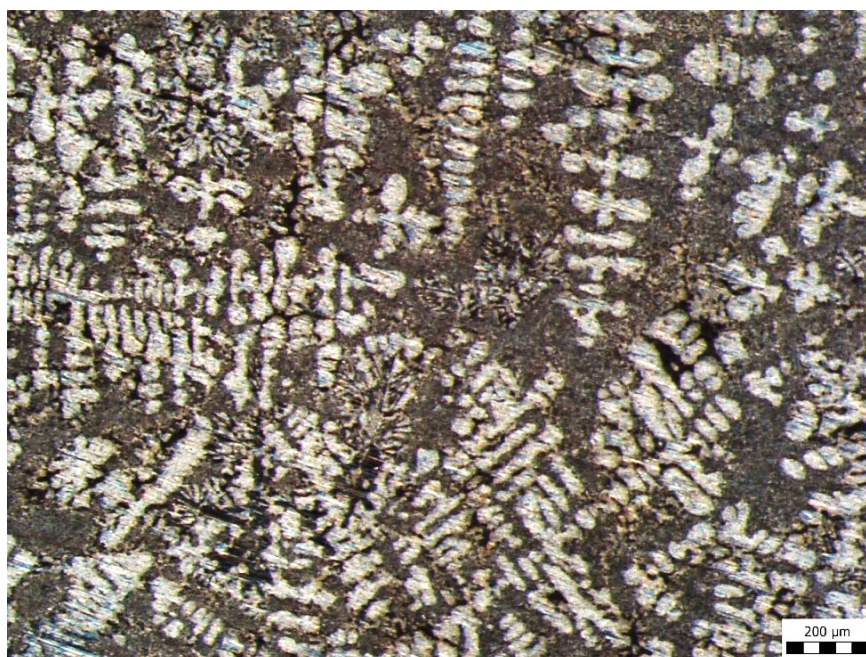


Obrázek 40: Intermetalické fáze

Na obrázcích 41 a 42 jsou patrné intermetalické fáze připomínající fáze $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ nazývané čínské písmo nebo také rybí kost, jak bylo zmíněno v kapitole 2.2.1. Nicméně stejně jako v předchozím případě je třeba tento předpoklad ověřit. Zaznamenáván byl opět počet těchto fází přítomných ve vzorcích.

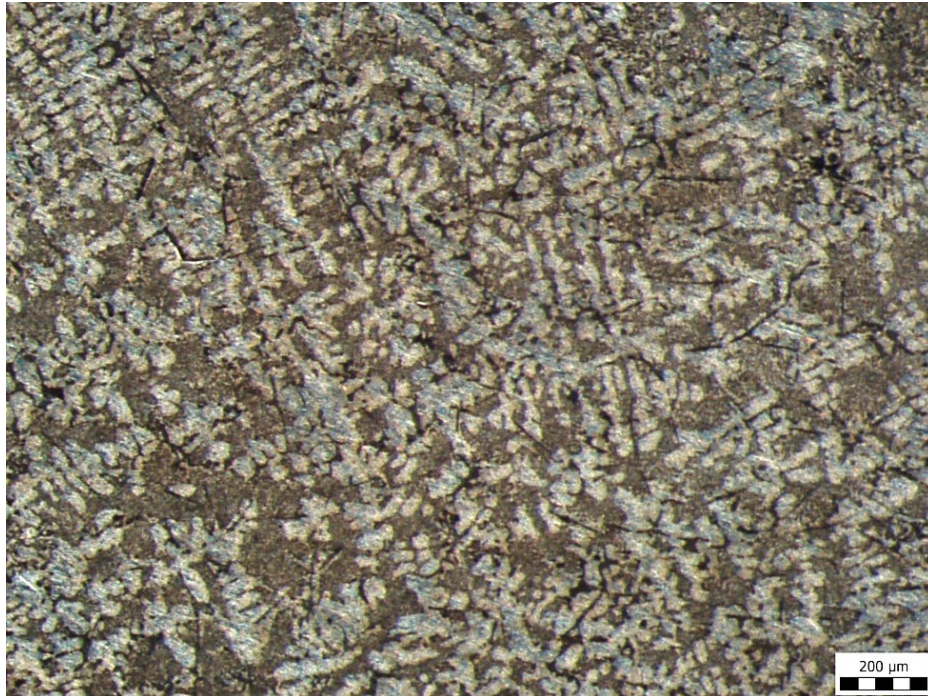


Obrázek 41: Intermetalické fáze



Obrázek 42: Intermetalické fáze

Kromě dvou výše zmíněných fází byly v několika vzorcích viděny i jehlicovité útvary intermetalických fází železa, jak ukazuje obrázek 43. Jehlice byly opět počítány a jejich množství bylo zapisováno.



Obrázek 43: Intermetalické fáze železa

6.3.6 Částice primárního křemíku

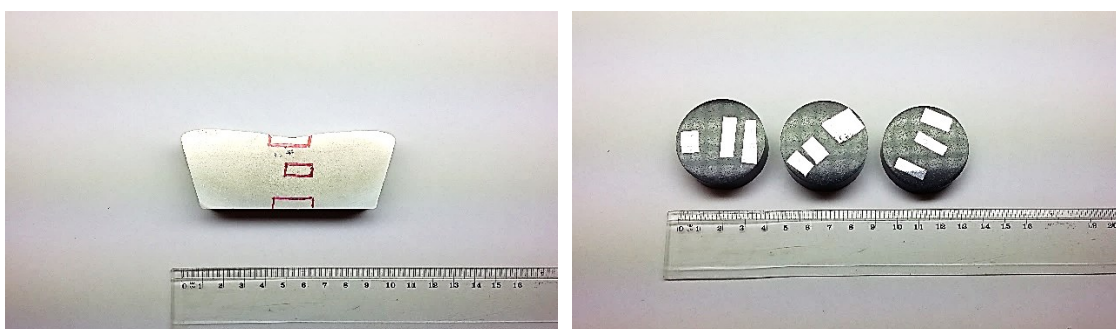
Částice primárního křemíku, které byly v rámci této práce hodnoceny jsou k vidění na obrázku 44. U těchto částic bylo zaznamenáváno jejich množství podle skupin velikosti. Jinými slovy, byl určován počet malých, středních a velkých částic, přičemž malými částicemi jsou myšleny částice s velikostí plochy do $500 \mu\text{m}^2$, středními částice s plochou $500 \div 1000 \mu\text{m}^2$ a za velké jsou považovány částice, jejichž plocha přesahuje $1000 \mu\text{m}^2$.



Obrázek 44: Částice primárního křemíku

6.4 Bližší analýza přítomných fází

Ačkoli přítomnost a množství částic primárního křemíku a intermetalických fází bylo možné pozorovat na optickém mikroskopu Olympus SZX10, který má společnost Kovolis Hedvikov a. s. k dispozici, pro jejich bližší určení bylo třeba využít přesnější techniku. Vzhledem k velikosti vzorků nebylo možné analyzovat celý jejich povrch. Proto byly z vybraných zástupců vyřezány menší oblasti, zataveny do pryskyřice, důkladně vyleštěny a podrobeny zkoumání. Příprava vzorků k této analýze je patrná z obrázku 45.

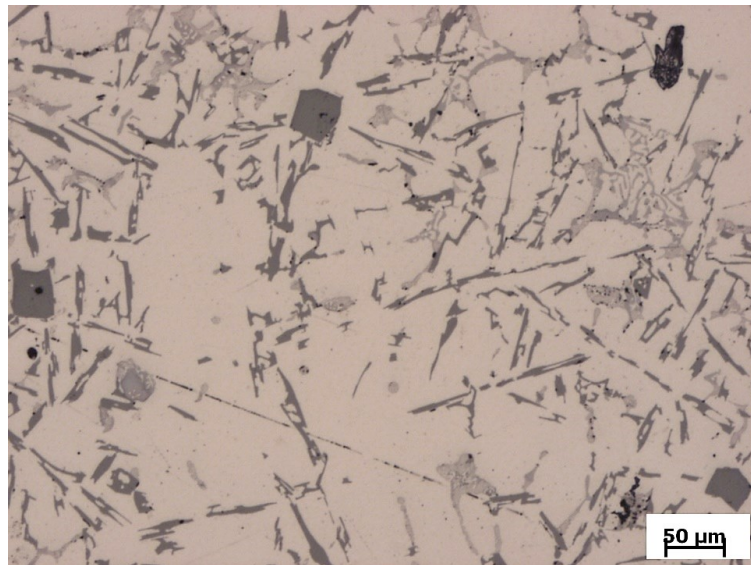


Obrázek 45: Příprava vzorků pro bližší analýzu

Takto připravené vzorky byly nejprve pozorovány na optickém mikroskopu Ústavu strojírenské technologie ČVUT v Praze. Zde bylo možné lépe rozpoznat jednotlivé

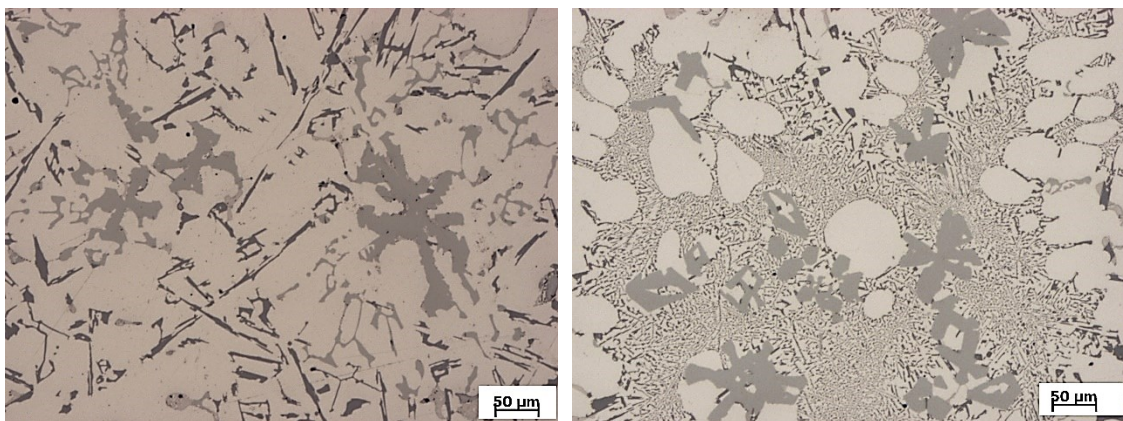
intermetalické fáze, které byly ve spolupráci s Vysokou školou chemicko-technologickou v Praze podrobeny energiově dispersní spektroskopii (EDS analýze).

V rámci mikroskopie na ČVUT bylo potvrzeno, že částice nacházející se na obrázku 44 jsou skutečně částicemi primárního křemíku, jak bylo předpokládáno. Tento předpoklad byl potvrzen srovnáním získaných mikroskopických snímků (viz obrázek 46) se snímky uváděnými v odborné literatuře. Mimo to se tento předpoklad potvrdil i v rámci EDS analýzy.



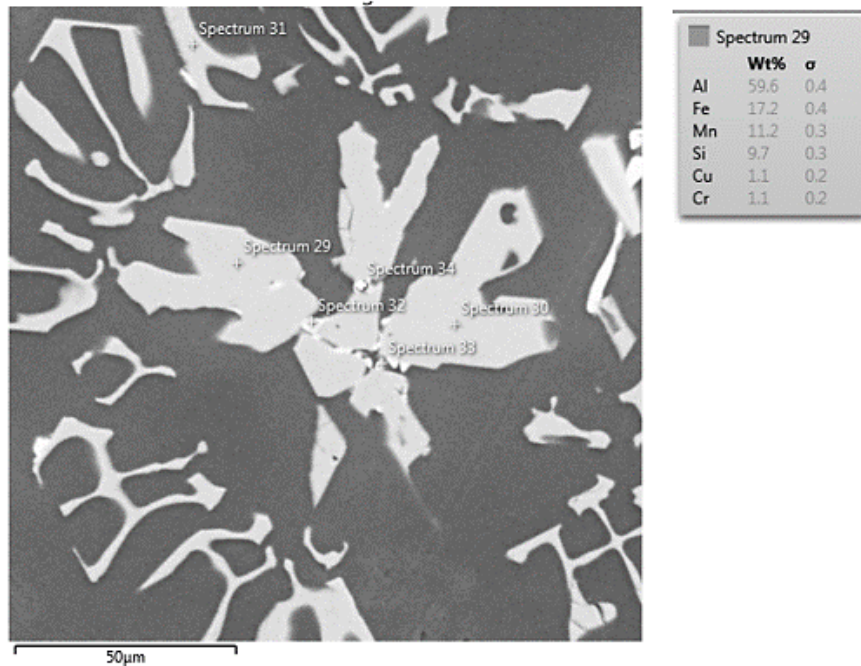
Obrázek 46: Částice primárního křemíku, zvětšeno 100x

Pomocí mikroskopie a EDS analýzy bylo dále možno přesně definovat chemické složení přítomných hvězdicovitých útvarů, které jsou uvedeny v kapitole 6.3.5. Tyto útvary jsou ve větším zvětšení zachyceny na obrázku 47.



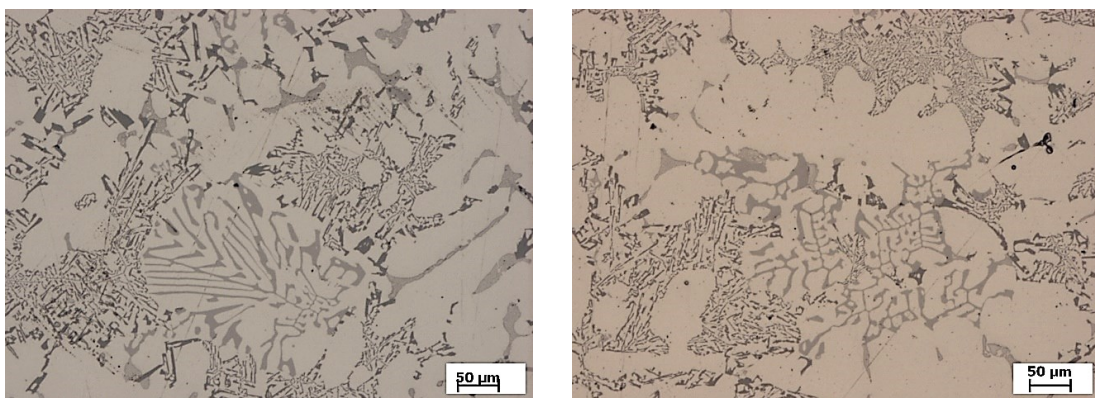
Obrázek 47: Hvězdicovité intermetalické fáze

V rámci EDS analýzy bylo zjištěno, že tyto útvary jsou intermetalickými fázemi na bázi Al-Fe-Mn-Si, jak ukazuje obrázek 48. Hlavní složkou je zde hliník, jehož obsah byl určen jako 59,6 hm. %, dále pak železo s 17,2 hm. % a nakonec Mn (11,2 hm. %) a Si (9,7 hm. %). V této fázi byly objeveny i malé obsahy mědi a chromu (shodně 1,1 hm.%).



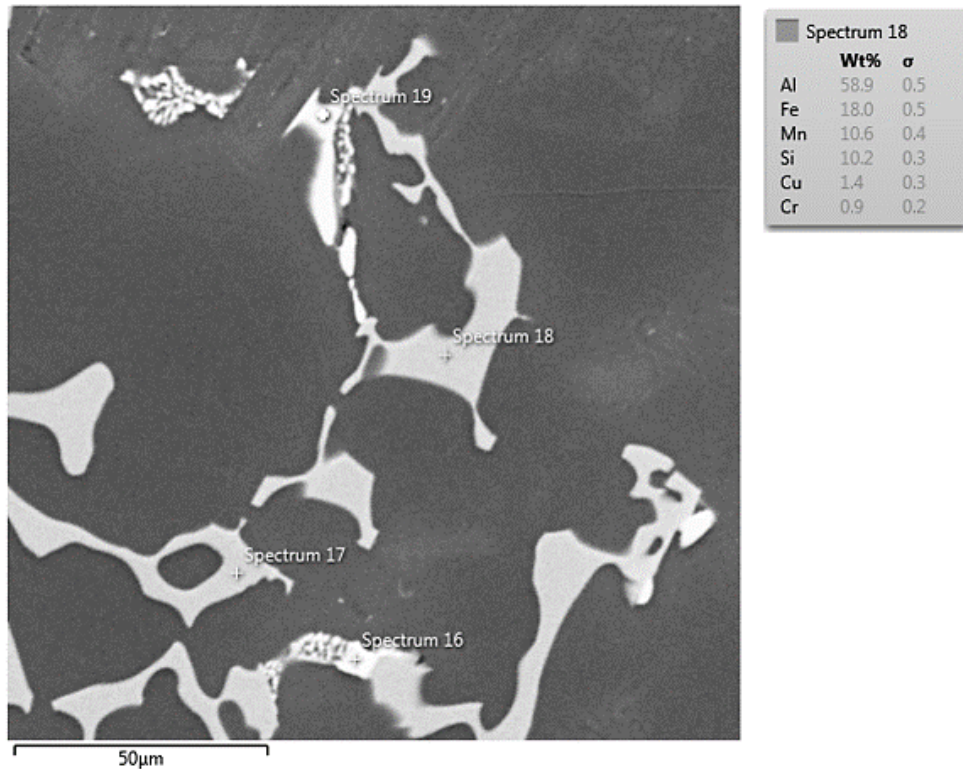
Obrázek 48: Výsledky EDS analýzy hvězdčovitých intermetalických fází

Dalšími zkoumanými intermetalickými fázemi byly fáze připomínající fázi typu čínského písma. Stejně jako v předchozím případě, byly i tyto fáze pozorovány optickým mikroskopem a podrobeny EDS analýze, která potvrdila, že se skutečně jedná o fáze na bázi Al-Fe-Mn-Si. Snímky z optického mikroskopu jsou k vidění na obrázku 49.



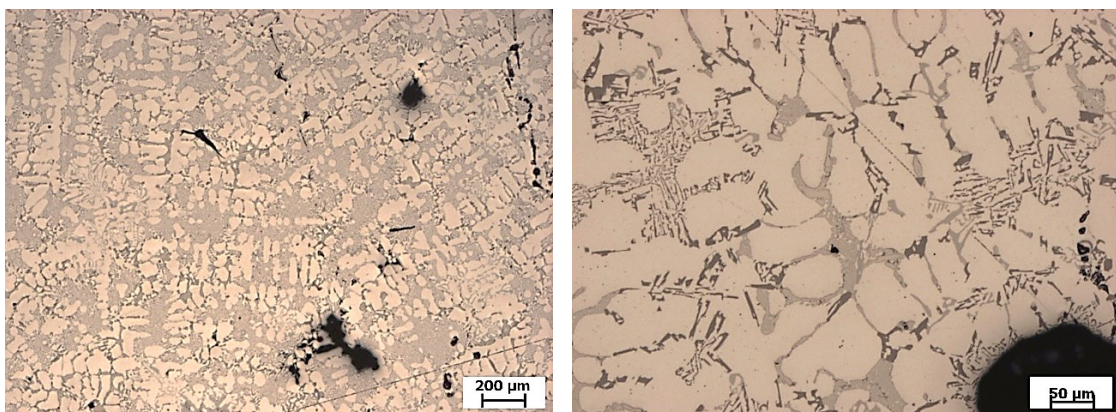
Obrázek 49: Intermetalické fáze

Výsledky EDS analýzy jsou uvedeny na obrázku 50, ze kterého je patrné, že tato fáze je svým chemickým složením velmi blízká hvězdčovitě intermetalické fázi zmíněné výše. Jedná se tedy o stejný typ vyloučený v jiné morfologické podobě.

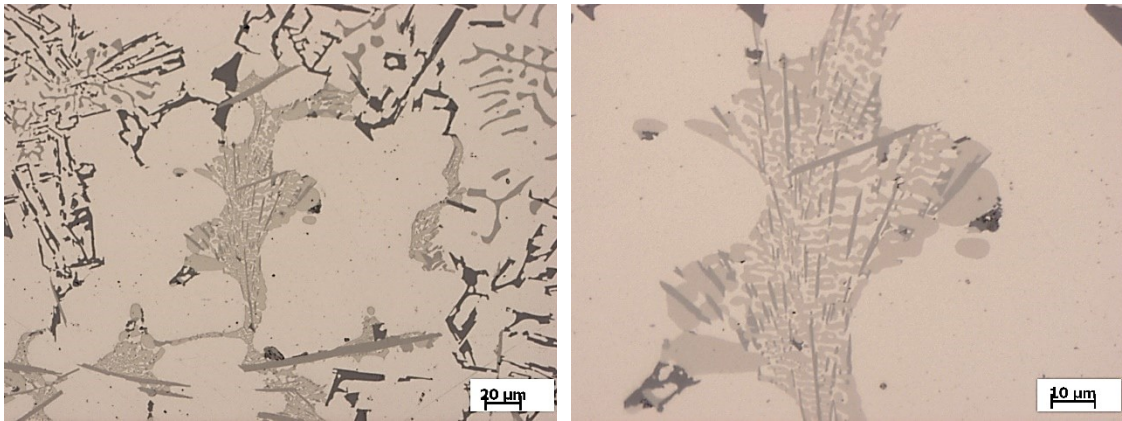


Obrázek 50: Výsledky EDS analýzy intermetalických fází typu čínské písmo

Další analýza byla provedena za účelem ověření složení fází, které byly považovány za intermetalické fáze mědi. Mikroskopické snímky těchto fází pořízené na optickém mikroskopu Ústavu strojírenské technologie ČVUT v Praze jsou uvedeny na obrázcích 51 a 52.

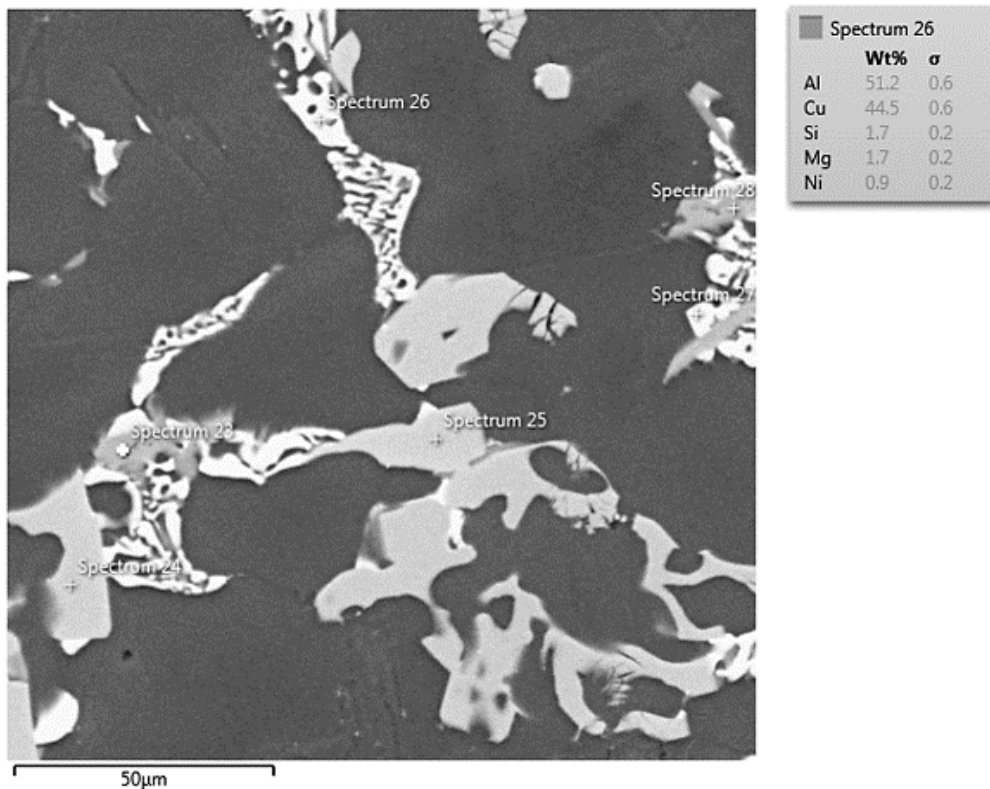


Obrázek 51: Intermetalické fáze mědi, zvětšeno 25x (vlevo), zvětšeno 100x (vpravo)



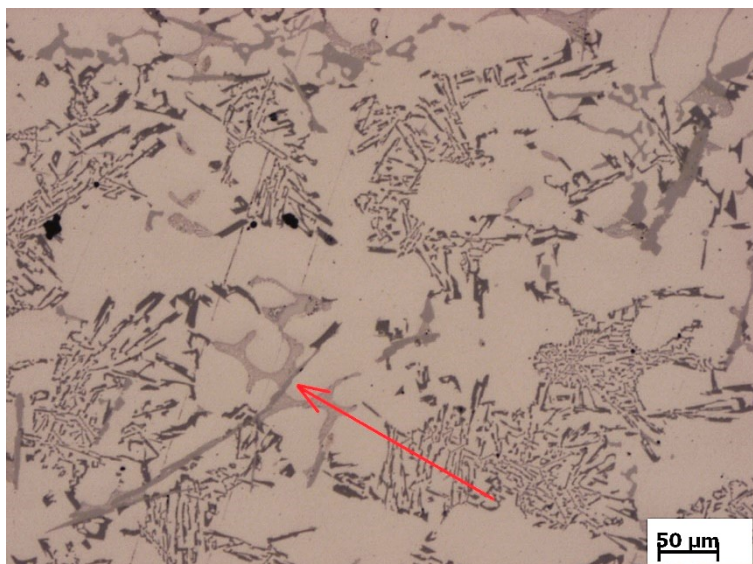
Obrázek 52: Intermetalické fáze mědi, zvětšeno 200x (vlevo), zvětšeno 500x (vpravo)

Pomocí nástrojů EDS analýzy bylo potvrzeno, že se jedná o intermetalické fáze s obsahem 51,2 hm. % hliníku a 44,5 hm. % mědi. Dalšími prvky obsaženými v této fázi jsou pak křemík, hořčík a nikl, jak je uvedeno na obrázku 53.



Obrázek 53: Výsledky EDS analýzy intermetalických fází mědi

Prováděná mikroskopie dále potvrdila výskyt jehlicovitých fází Al-Fe-Si popsaných v kapitole 2.2.1 jak ukazuje mikroskopický snímek uvedený na obrázku 54.



Obrázek 54: Jehlicovité intermetalické fáze železa

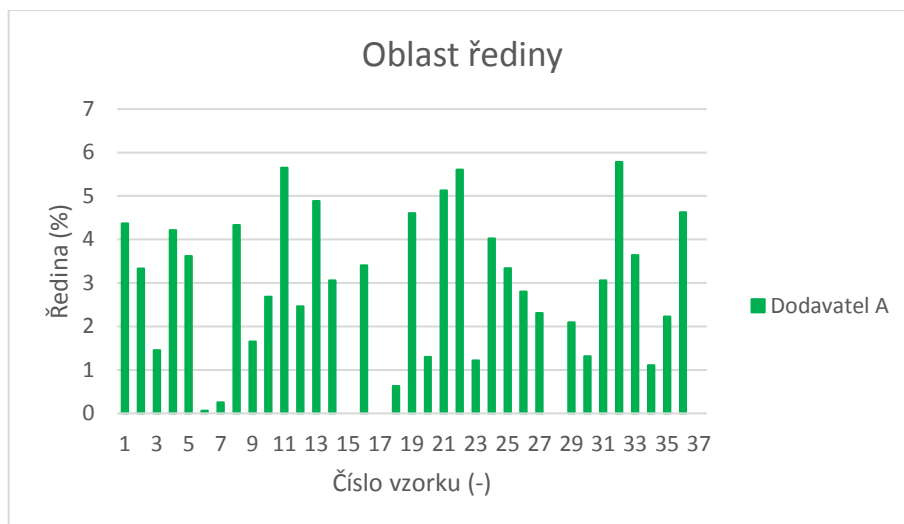
Závěrem je třeba podotknout, že EDS analýza nebyla prováděna pouze v jednom místě jednoho vzorku, ale opakovaně. Výsledky uvedené v tomto textu jsou tedy pouze ukázkou. Kompletní výsledky všech prováděných analýz jsou součástí elektronické přílohy této práce.

6.5 Vyhodnocení

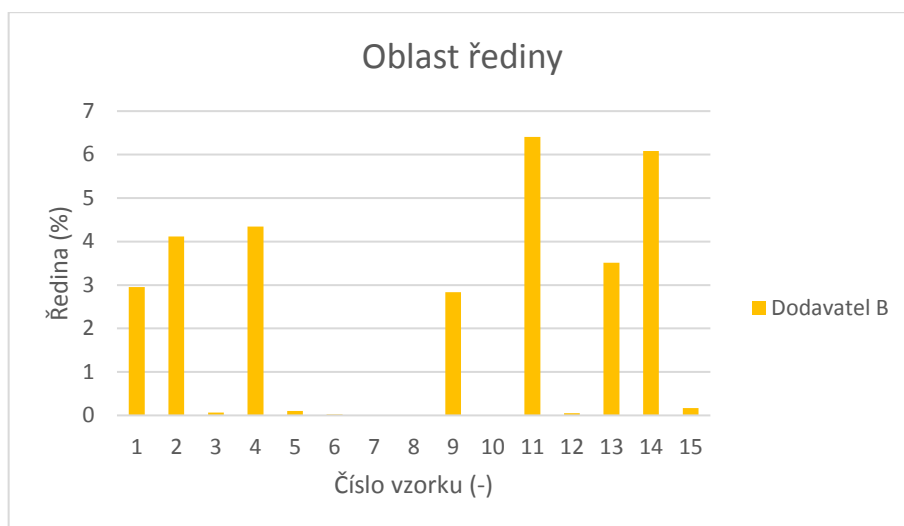
Tato část diplomové práce se věnuje vyhodnocení nasbíraných data. Data budou vyhodnocována v rámci jednotlivých dodavatelů i napříč nimi, a to vždy jako jednotlivé vady. Na závěr bude provedeno zhodnocení všech vad jako celku.

6.5.1 Vyhodnocení ředin vzorků

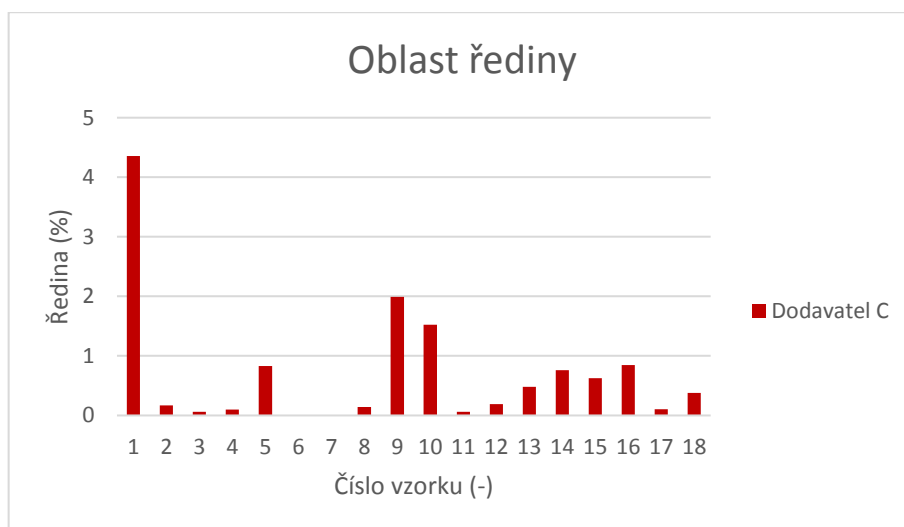
Řediny byly měřeny jako velikost plochy, kterou ve vzorku zaujímají. Jak bylo uvedeno výše, mají jednotlivé vzorky odlišnou velikost a tvar, a proto byla zaznamenaná data přepočítána na procenta. Tedy na procentuální podíl, který ředina ve vzorku zaujímá. Velikost tohoto podílu pro jednotlivé dodavatele znázorňují obrázky 55 ÷ 57.



Obrázek 55: Podíl ředin jednotlivých vzorků dodavatele A

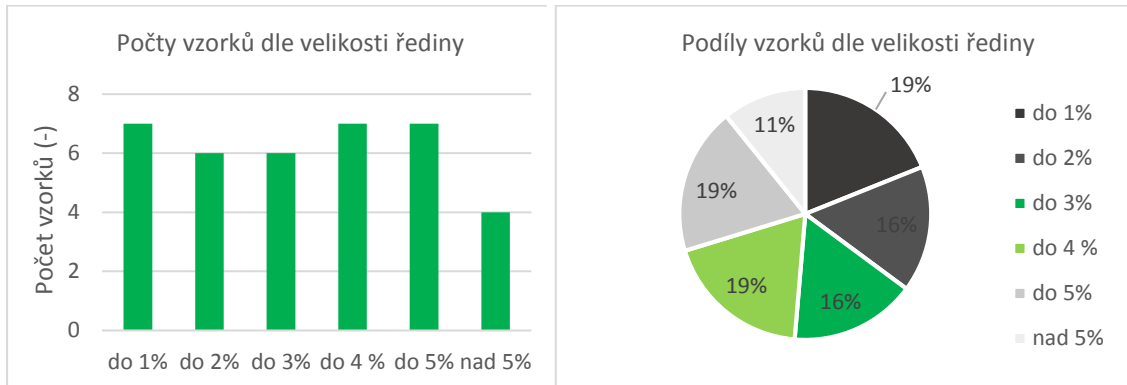


Obrázek 56: Podíl ředin jednotlivých vzorků dodavatele B

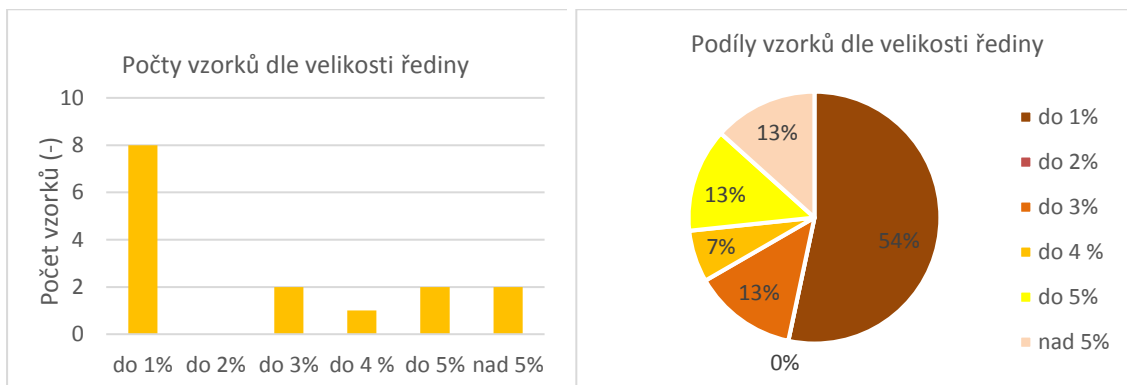


Obrázek 57: Podíl ředin jednotlivých vzorků dodavatele C

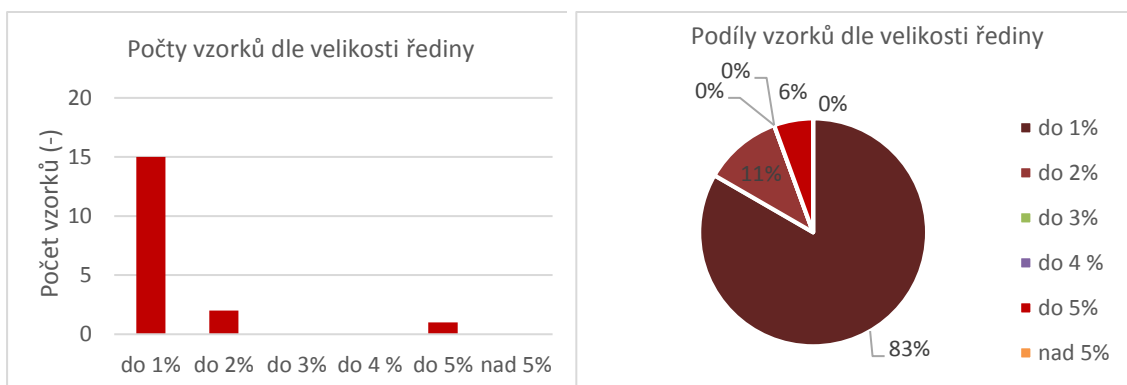
Pro lepší představu, o čem tyto hodnoty vypovídají byly vzorky rozděleny do skupin podle procentuálního podílu řediny. Skupin bylo celkem 6 a udávaly počet vzorků s velikostí řediny do 1 % až počet vzorků s ředinou nad 5 %. Na základě těchto informací bylo následně stanoveno, kolik procent dodaného materiálu tyto počty představují. Výsledky jsou patrné z obrázků 58, 59 a 60.



Obrázek 58: Vyhodnocení vzorků podle skupin velikosti řediny – dodavatel A



Obrázek 59: Vyhodnocení vzorků podle skupin velikosti řediny – dodavatel B



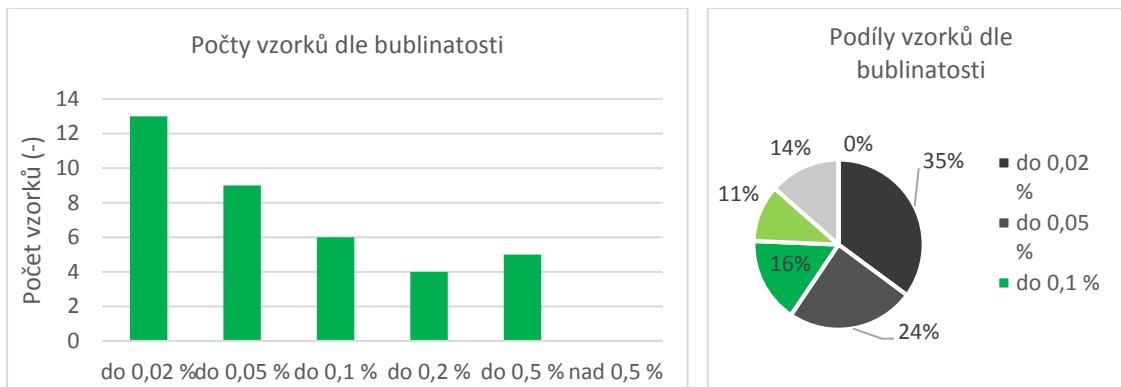
Obrázek 60: Vyhodnocení vzorků podle skupin velikosti řediny – dodavatel C

Z uvedených grafů je mimo velikosti ředin patrná také stabilita dodávaného materiálu z pohledu výskytu této vady. Nejvyšší variabilita byla zaznamenána

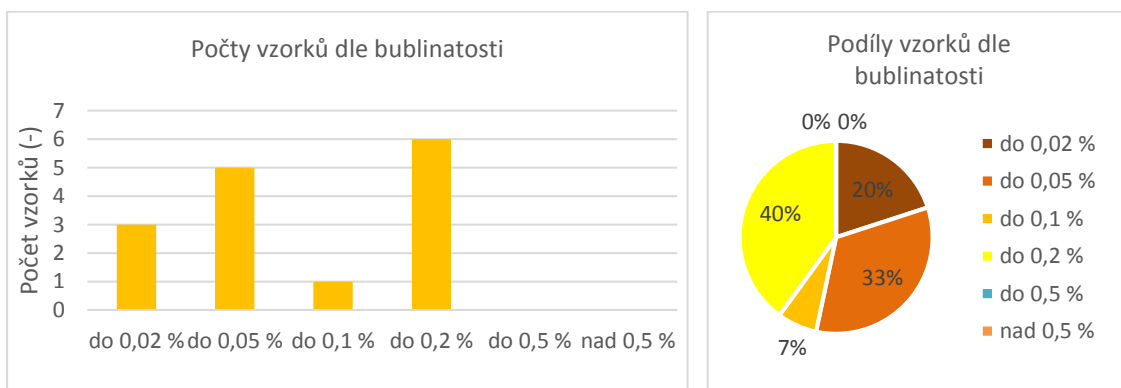
u dodavatele A, kde jsou procentuální podíly mezi jednotlivými skupinami nejmenší. Naopak nejvyšší stabilita je patrná u dodavatele C, u něhož má celých 83 % sledovaných vzorků velikost řediny menší než 1 %.

6.5.2 Vyhodnocení bublinatosti

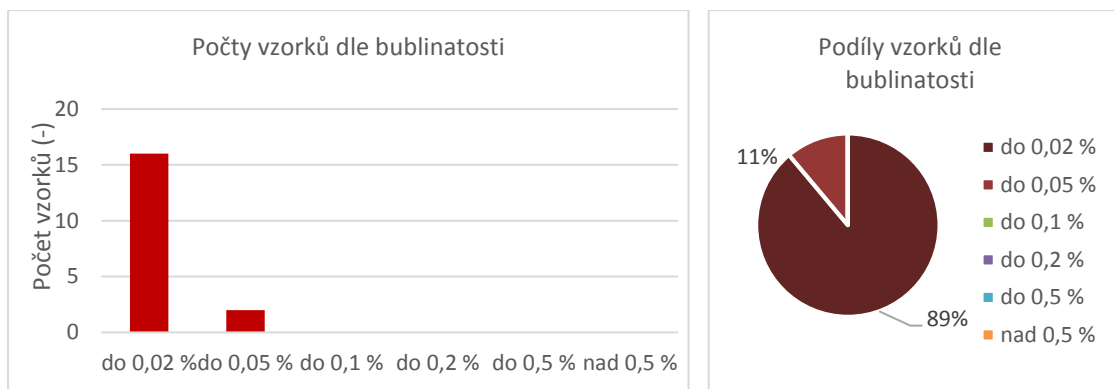
Obdobným způsobem, jakým byly vyhodnoceny řediny, lze vyhodnotit i bublinatost. Vzhledem k rozsahu výskytu bublin, který byl u vzorků vypočítán je třeba snížit hranice jednotlivých skupin. Bublinatost tedy bude hodnocena v rámci skupin s rozsahem 0,02 % až 0,5 %. Výsledky tohoto hodnocení jsou uvedeny na obrázcích 61 až 63.



Obrázek 61: Hodnocení bublinatosti – dodavatel A



Obrázek 62: Hodnocení bublinatosti – dodavatel B

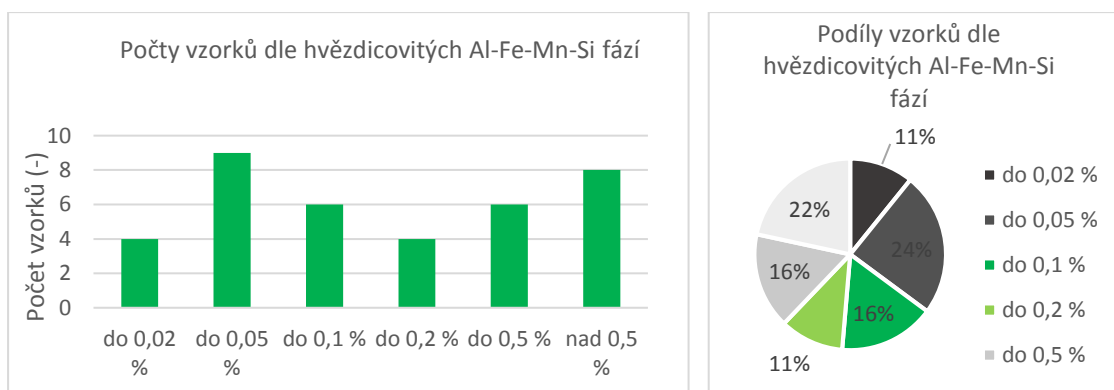


Obrázek 63: Hodnocení bublinatosti – dodavatel C

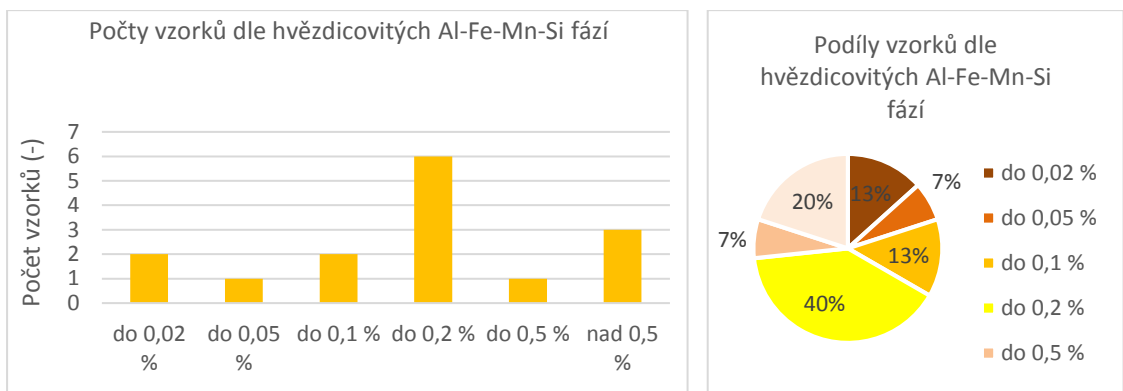
Z obrázků jsou opět vidět výrazné rozdíly nejen v jakosti materiálu, ale také v jeho stabilitě. Nejvýraznějším je znovu dodavatel C, u něhož 89 % vzorků dosahovalo podílu bublinatosti pod 0,02 %. Největší rozptyl mezi jednotlivými vzorky je možné vidět u dodavatele A.

6.5.3 Vyhodnocení intermetalických fází

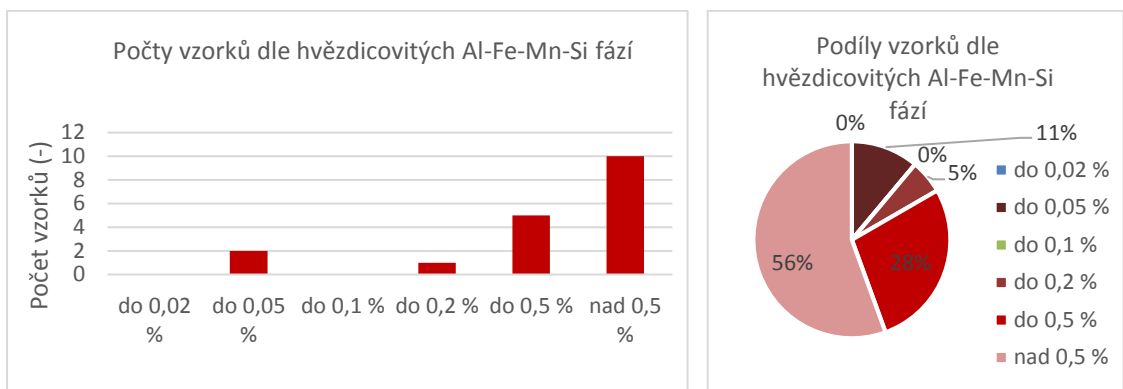
V kapitole popisující postup sběru dat je napsáno, že u hvězdicovitých intermetalických fází na bázi Al-Fe-Mn-Si nebyla měřena velikost plochy, ale pouze průměry jednotlivých útvarů. Pro vyhodnocení jejich podílu ve vzorku byla hodnota jejich plochy spočítána jako obsah kruhu definovaný průměrnou hodnotou z naměřených hodnot průměrů. Stejně jako tomu bylo u bublinatosti, ani zde nedosahují podíly tak vysokých hodnot, aby mohly být vytvořeny skupiny s krokem 1 %. Proto je rozsah volen opět snížený, a to jako rozmezí hodnot 0,02 až 0,5 %. Vyhodnocená data jsou zachycena na obrázcích 64 ÷ 66.



Obrázek 64: Hodnocení výskytu hvězdic Al-Fe-Mn-Si fáze – dodavatel A



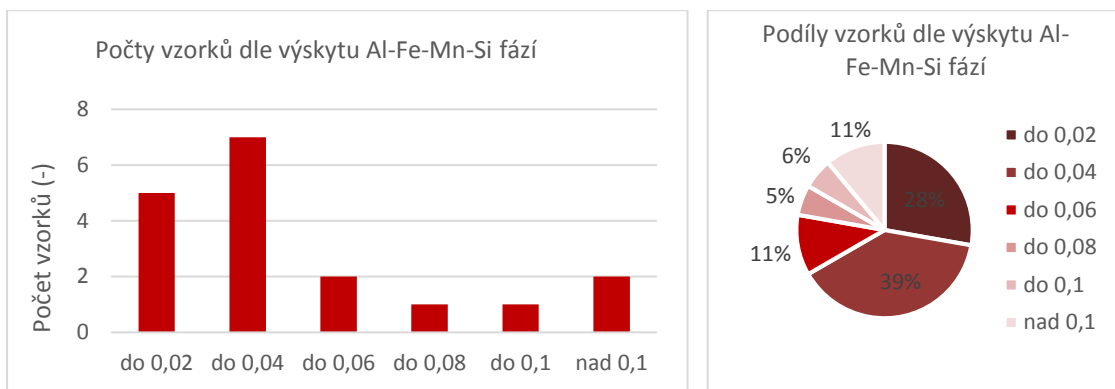
Obrázek 65: Hodnocení výskytu hvězdic Al-Fe-Mn-Si fáze – dodavatel B



Obrázek 66: Hodnocení výskytu hvězdic Al-Fe-Mn-Si fáze – dodavatel C

Nejnižší variabilitu materiálu v případě hvězdicovitých intermetalických fází Al-Fe-Mn-Si opět vykazuje dodavatel C. Z hlediska jakosti ale vykazuje s 56 % vzorků obsahujících více než 0,5 % těchto fází nejhorší výsledky.

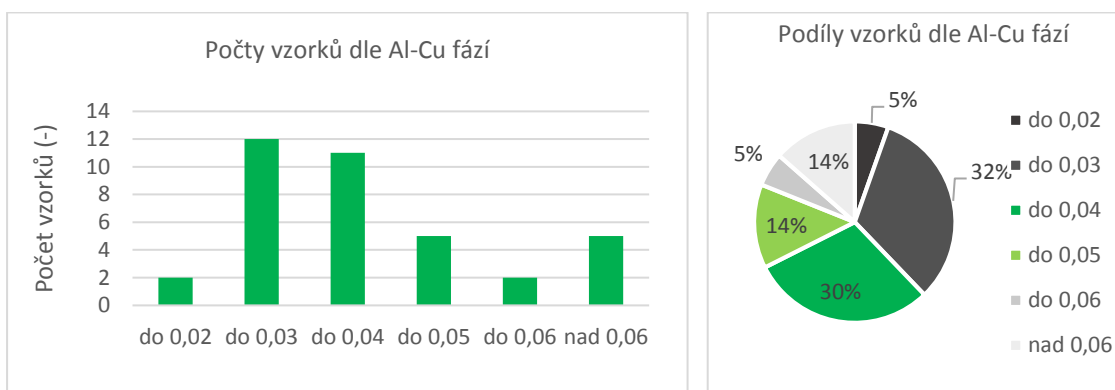
Dalšími přítomnými fázemi byly fáze typu čínské písmo (Al-Fe-Mn-Si) a intermetalické fáze mědi. Vzhledem k tomu, že fáze Al-Fe-Mn-Si se u dodavatelů A a B objevily pouze na dvou vzorcích a ve velmi malém počtu, je zde uvedeno grafické znázornění jejich výskytu pouze pro dodavatele C (viz obrázek 67).



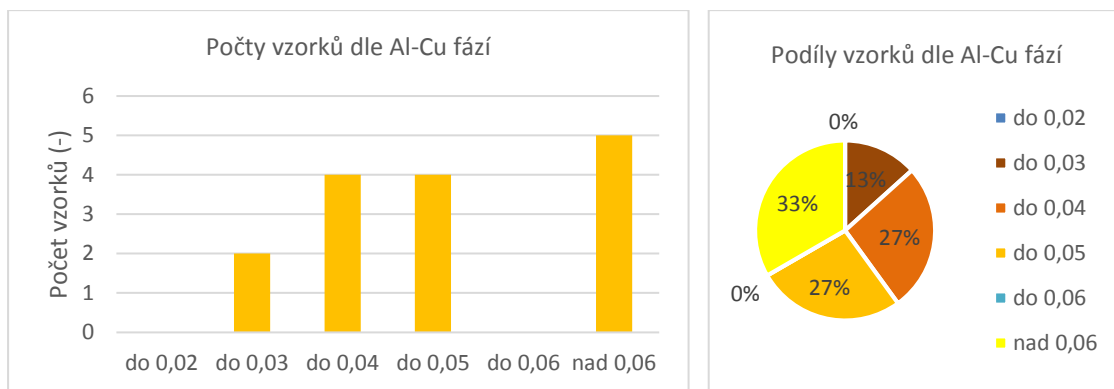
Obrázek 67: Výskyt fází Al-Fe-Mn-Si, dodavatel C

Vzhledem k tomu, že u těchto fází nebyla primárně měřena jejich velikost, ale bylo určováno jejich množství, nejsou skupiny rozděleny na základě procentuálního podílu vzorku, ale na základě počtu fází na jednotku plochy. Rozpětí mezi jednotlivými skupinami bylo opět voleno v závislosti na naměřených a vypočítaných hodnotách.

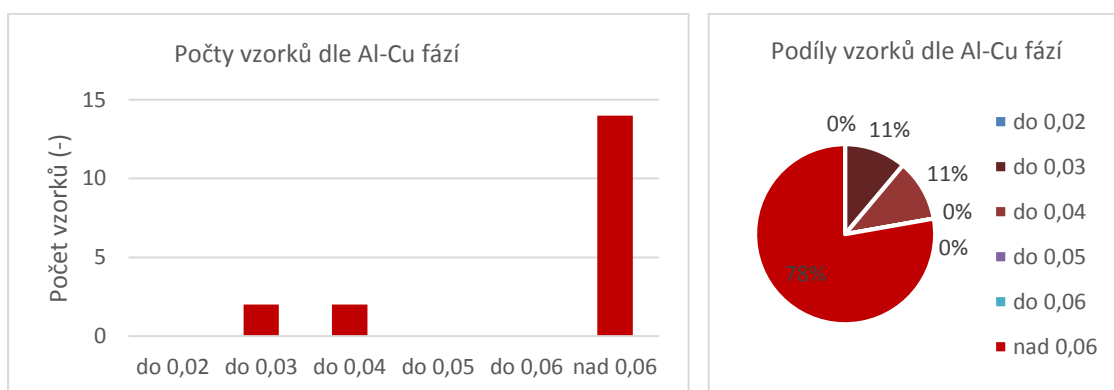
Stejně jako v případě Al-Fe-Mn-Si fází bylo i u intermetalických fází na bázi Al-Cu určováno přednostně množství. Proto jsou jejich obsahy opět určovány jako počet kusů na jednotku plochy. Výsledky vyhodnocení těchto fází jsou zobrazeny na obrázcích 68 až 70.



Obrázek 68: Výskyt fází Al-Cu, dodavatel A



Obrázek 69: Výskyt fází Al-Cu, dodavatel B



Obrázek 70: Výskyt fází Al-Cu, dodavatel C

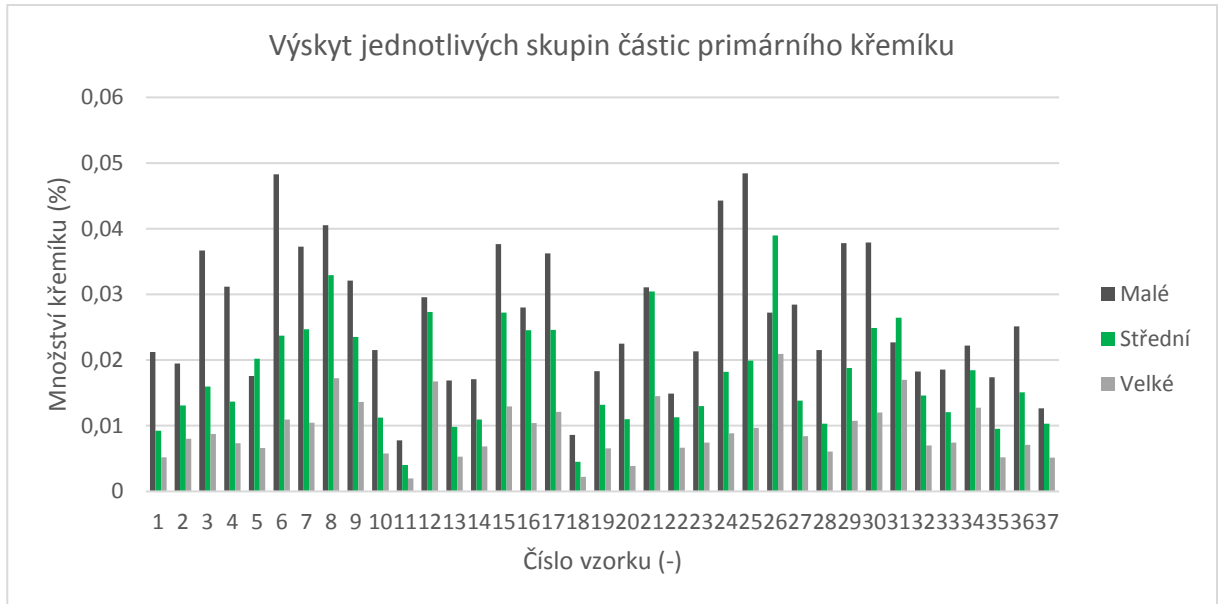
Výsledky ukazují, že pouze první z dodavatelů dosáhl u několika vzorků obsahu intermetalických fází nižšího než 0,02 mm² a je u něj zaznamenán i nejnižší podíl vzorků přesahující horní stanovenou hodnotu. Z hlediska stability jsou na tom ovšem lépe dodavatelé B a C.

Intermetalické fáze Al-Fe-Si byly objeveny pouze v šesti vzorcích napříč dodavateli, a proto by jejich vyhodnocení nebylo příliš směrodatné. Jejich podíl je započítán pouze v celkovém zhodnocení materiálu.

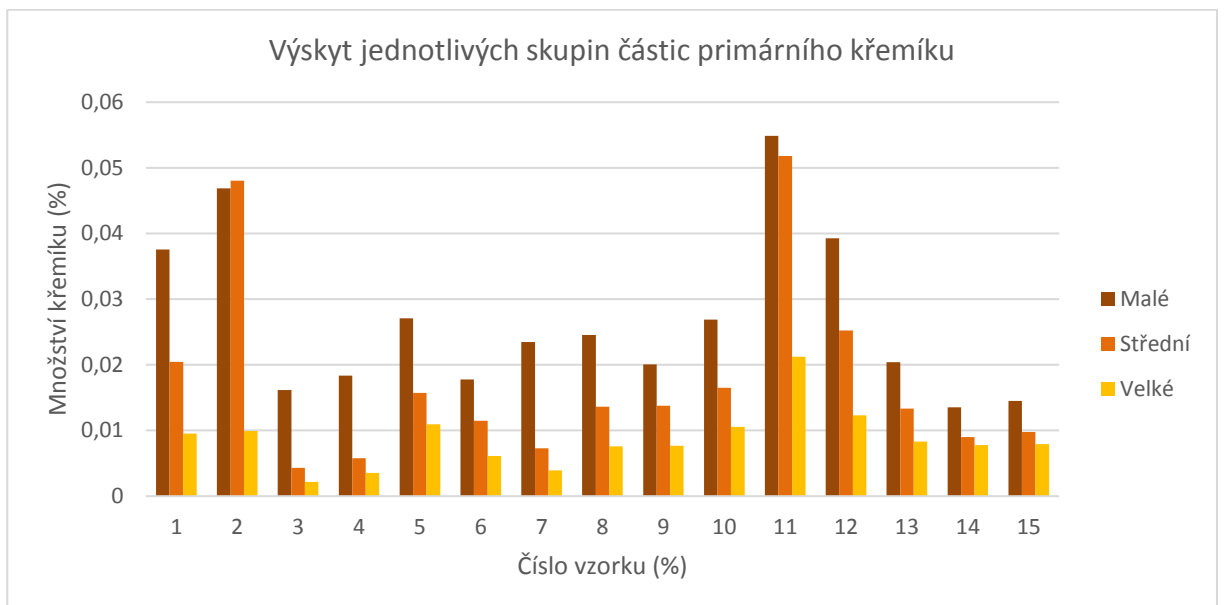
6.5.4 Vyhodnocení primárního křemíků

Grafické znázornění výskytu jednotlivých velikostí primárního křemíku je zachyceno na obrázcích 71 ÷ 73. U tohoto typu nečistot bylo opět zjišťováno pouze množství a pro stanovení procentuálního podílu k ploše bylo třeba nejdříve spočítat

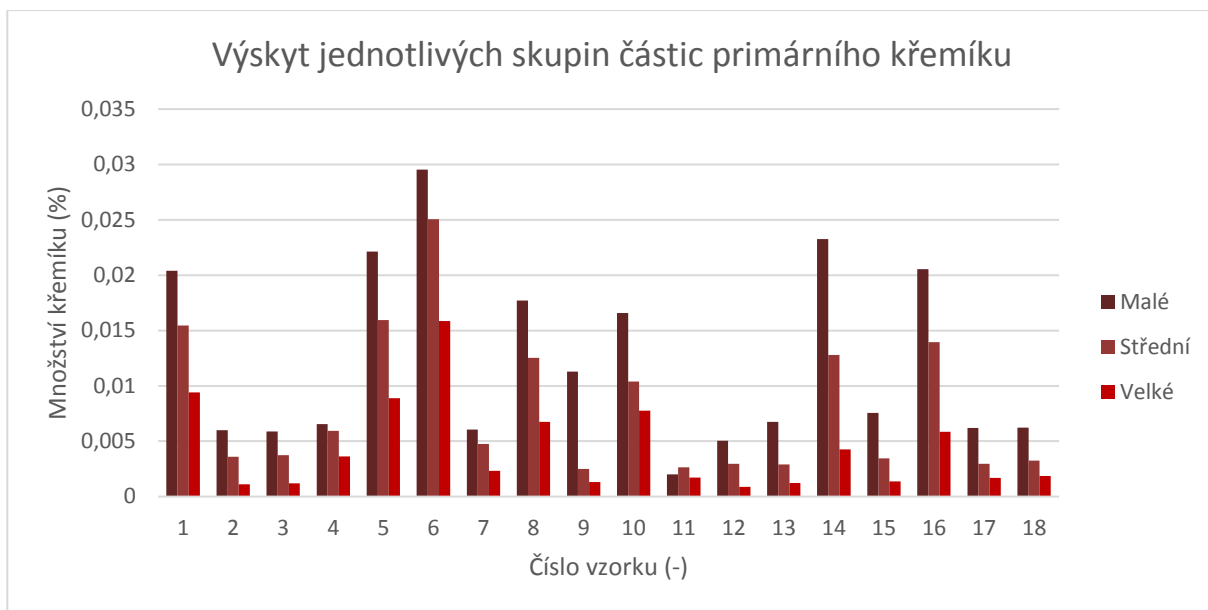
plochu obsahující křemíky. Primární křemík byl podle velikosti rozdělen na malý (plocha do 500 μm^2), střední (plocha 500 ÷ 1000 μm^2) a velký (plocha nad 1000 μm^2), jak bylo zmíněno výše. Pro výpočet plochy bylo za malé křemíky dosazováno 250 μm^2 , za střední 750 μm^2 a za velké 1000 μm^2 .



Obrázek 71: Výskyt jednotlivých skupin primárního křemíku, dodavatel A

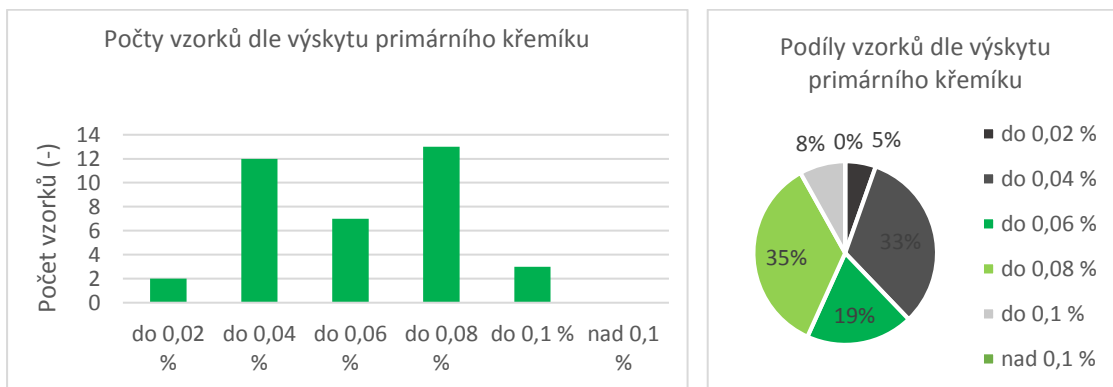


Obrázek 72: Výskyt jednotlivých skupin primárního křemíku, dodavatel A

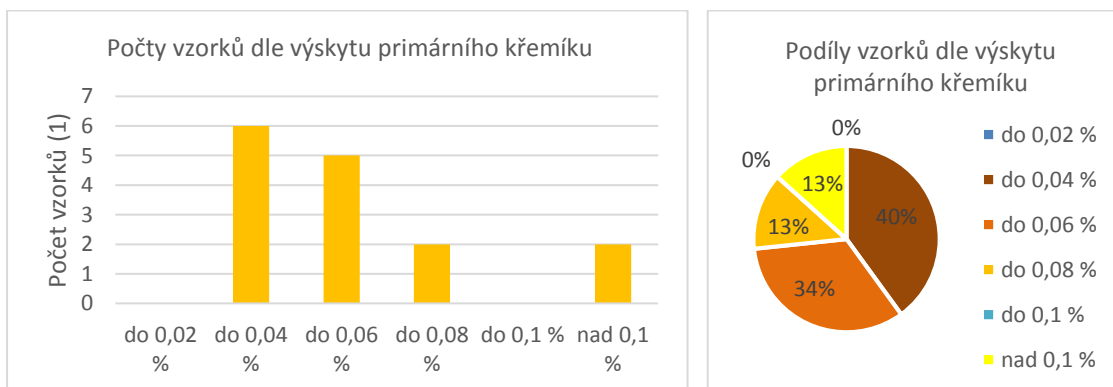


Obrázek 73: Výskyt jednotlivých skupin primárního křemíku, dodavatel A

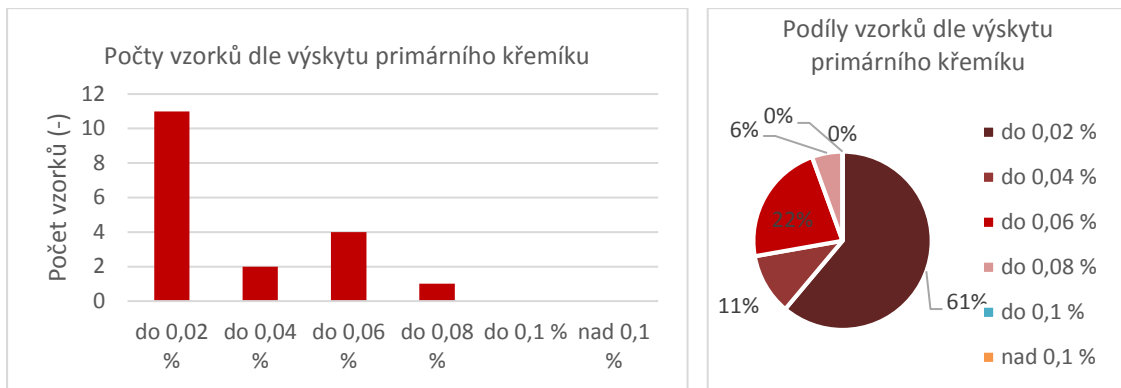
Pro určení jakosti dodávaného materiálu a stability dodávek nebyly částice primárního křemíku uvažovány každé zvlášť ale jako součet všech ploch. Dále bylo postupováno obdobně jako u předchozích kategorií. Výsledky jsou patrné z obrázků 74, 75 a 76.



Obrázek 74: Výskyt primárního křemíku celkem, dodavatel A



Obrázek 75: Výskyt primárního křemíku celkem, dodavatel B

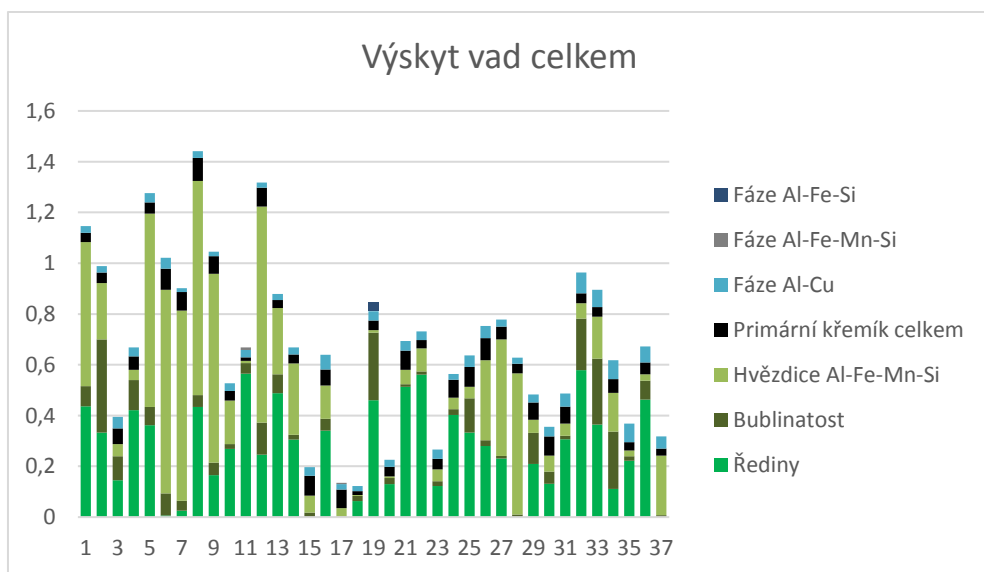


Obrázek 76: Výskyt primárního křemíku celkem, dodavatel C

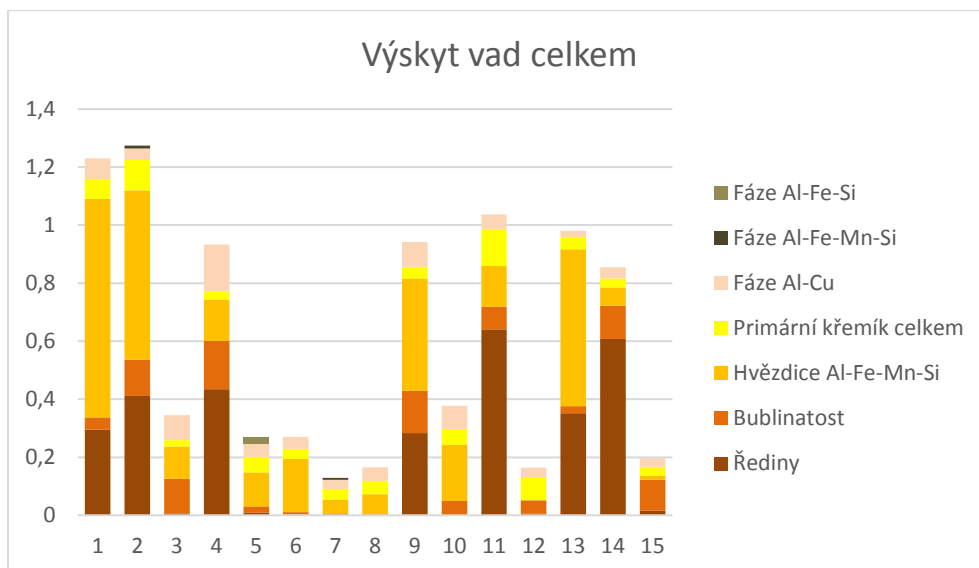
Grafy na obrázcích 74 ÷ 76 opět ukazují dodavatele C jako dodavatele s vysokým stupněm stability dodávek a vysokým stupněm jakosti materiálu.

6.5.5 Vyhodnocení materiálu jako celku

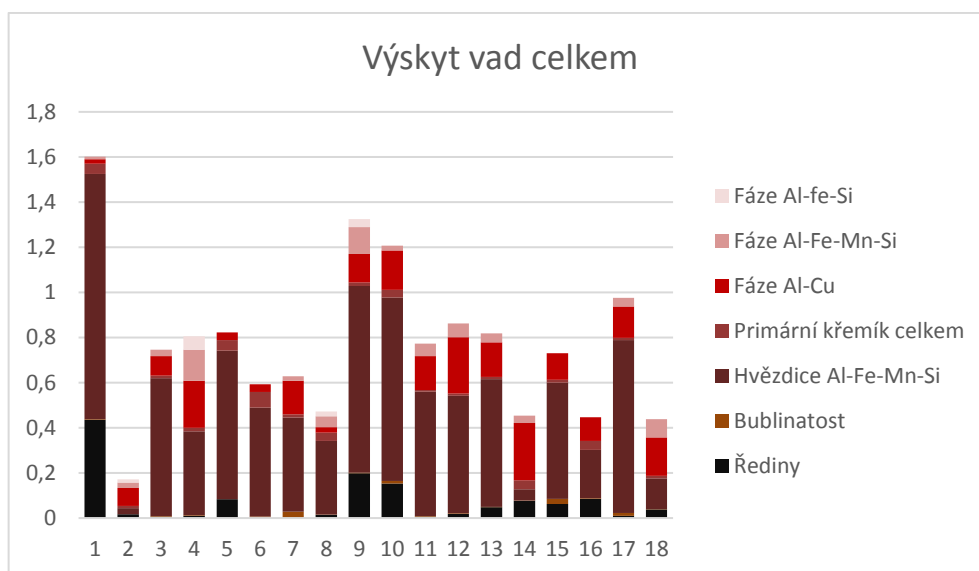
V rámci jednotlivých srovnání uvedených výše byly nečistoty materiálu hodnoceny každá samostatně. Materiál je však třeba vnímat jako jeden celek, a proto je třeba zhodnotit všechny vady najednou. K tomu slouží grafy vykreslené na obrázcích 77 ÷ 79. S ohledem na to, že oblasti ředin byly řádově vyšší než jiné typy vad, byly jejich podíly pro lepší přehlednost před vynesemím do grafů vyděleny deseti.



Obrázek 77: Nečistoty celkem, dodavatel A

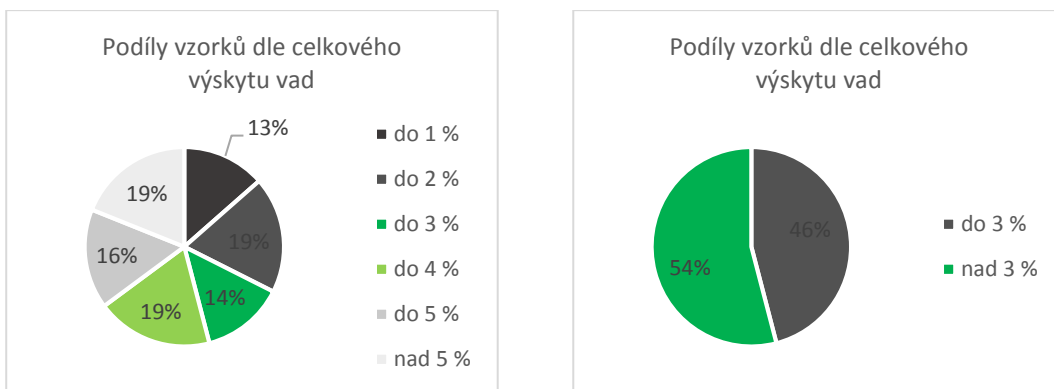


Obrázek 78: Nečistoty celkem, dodavatel B

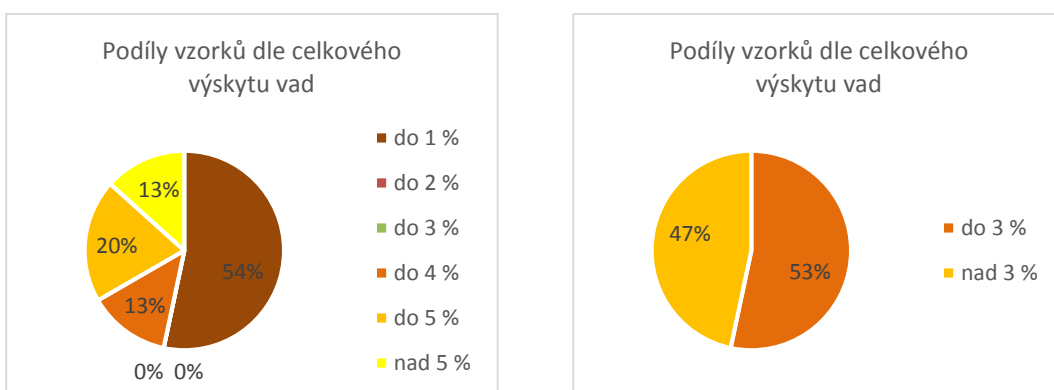


Obrázek 79: Nečistoty celkem, dodavatel C

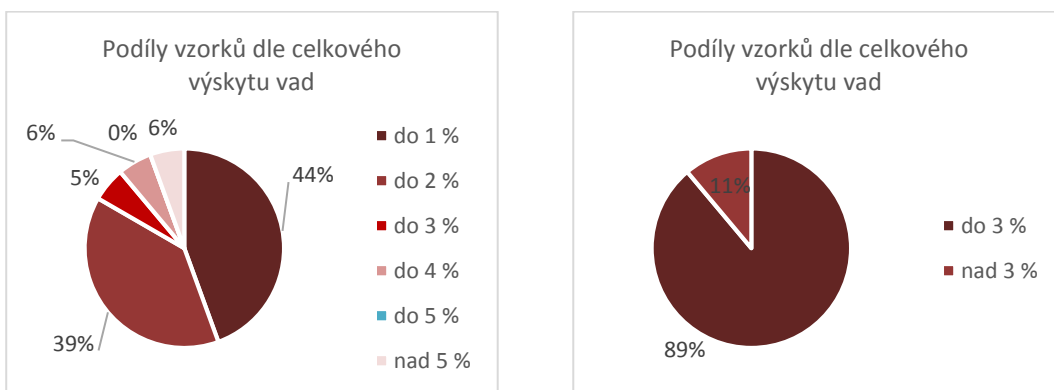
Z uvedených obrázků je zřejmé, že množství a skladba jednotlivých vad se liší prakticky vzorek od vzorku. Protože však jednotlivým nečistotám není přikládána rozdílná váha, bylo možné pro vyhodnocení čistoty materiálu jednotlivé vady sečíst. Pro započtení intermetalických fází Al-Cu a Al-Fe-Mn-Si bylo potřeba určit jejich plochu z průměrné hodnoty velikosti naměřené na několika vzorcích. Ze sečtených dat pak byly sestrojeny grafy uvedeny na obrázcích 80 ÷ 82. Grafy vlevo byly sestrojeny, dle již známého rozdělení vzorků do 6 skupin. Pravé grafy vychází ze stejných hodnot, ale mají pouze jednu hraniční hodnotu a tou jsou 3 % obsahu nečistot.



Obrázek 80: Čistota materiálu, dodavatel A



Obrázek 81: Čistota materiálu, dodavatel B



Obrázek 82: Čistota materiálu, dodavatel C

Výsledky opět potvrzují, že nejvyšší jakost materiálu, stejně jako nejvyšší stupeň stability, vykazuje dodavatel C.

7 Závěr a praktická doporučení

V rámci této diplomové práce byl popsán proces krystalizace hliníkových slitin, přísadové a doprovodné prvky, které se v těchto slitinách vyskytují, a jejich vliv na mechanické a technologické vlastnosti. Dále pak metody používané pro úpravu taveniny, jejich principy a parametry. S ohledem na to, že cílem práce je analyzovat čistotu vstupního materiálu byly významnou oblastí zájmu také endogenní a exogenní vměstky, které se mohou ve slitinách hliníku vyskytovat. Příčinám jejich vzniku a kinetice jejich formování je věnována kapitola 3.

Analýza kvality vstupního materiálu byla prováděna ve společnosti Kovelis Hedvikov a. s. na sérii vzorků získaných ze slévárenských housek slitiny ADC 12 v časovém období prosinec 2017 až březen 2018. Tyto vzorky byly odebírány vždy ze středu housek, vybroušeny na laboratorní brusce a naleptány 10 % roztokem hydroxidu sodného. Pro hodnocení jejich čistoty (viz cíle práce 1. 1) byla vytvořena jednotná metodologie, která se skládá z měření velikosti řediny v ploše řezu, měření velikosti ploch bublin, určování množství a velikosti přítomných intermetalických fází a monitorování přítomnosti krystalů primárního křemíku. K tomu byl použit optický mikroskop Olympus SZX10 a počítačový program QuickPHOTO INDUSTRIAL 3.1. Kompletní záznamy velikostí a množství nečistot zjištěných ve sledovaných vzorcích jsou součástí elektronické přílohy této práce.

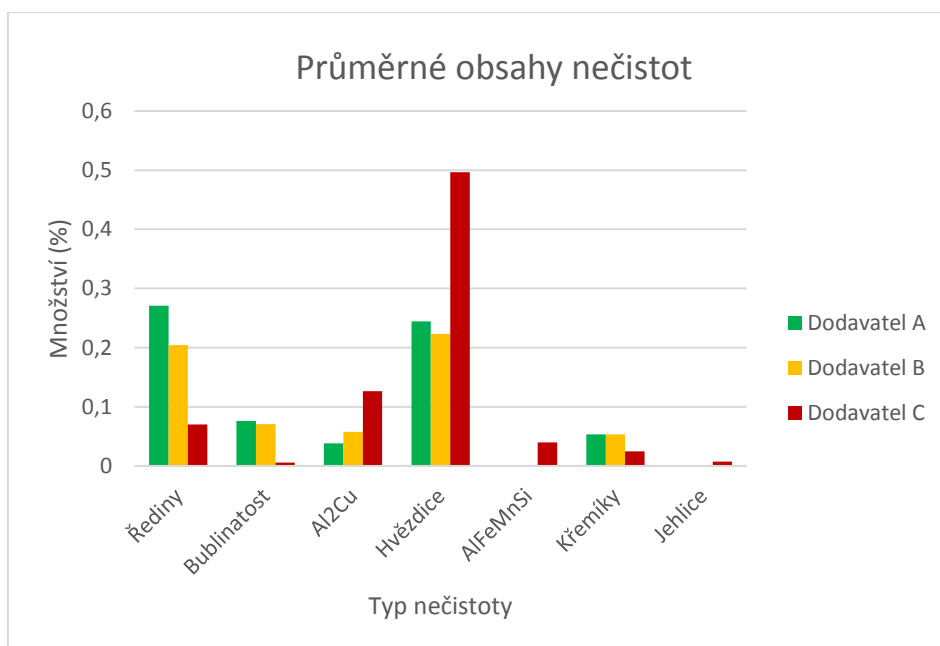
Pro identifikaci chemického složení intermetalických fází bylo třeba provést EDS analýzu, která byla realizována ve spolupráci s Vysokou školou chemicko-technologickou v Praze. Ve vzorcích byly objeveny 4 typy intermetalických fází – fáze Al_2Cu , jehlicovité fáze Al-Fe-Si a dvě různé podoby fáze na bázi Al-Fe-Mn-Si, fáze hvězdovitá a fáze typu čínské písmo. EDS analýza také potvrdila přítomnost krystalů primárního křemíku.

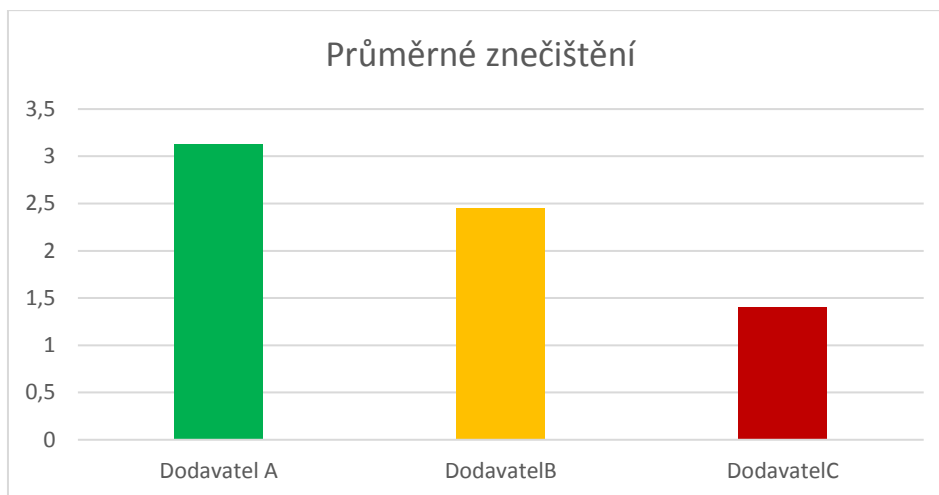
Vzhledem k tomu, že velikosti a tvary vzorků byly výrazně rozdílné, jak ukazují obrázky v kapitole 6.2, bylo pro zachování objektivity množství jednotlivých vad přepočítáváno na procentuální podíl celkové plochy. Celková plocha byla určena výpočtem z údajů o hmotnosti, hustotě a tloušťce vzorku. Hustota byla určena experimentálně metodou dvojího vážení.

Jednotlivé typy nečistot podle dodavatelů byly vynášeny do grafů uvedených v kapitole 6. V grafech vlevo jsou vždy uváděny počty vzorků v závislosti na procentuálním podílu vady. Výšečové grafy (vpravo) ukazují tyto počty vztažené k celkovému počtu vzorků. Na základě tohoto znázornění je možné posuzovat nejen jakost materiálu, ale také stabilitu dodávek. Stabilnější je ten dodavatel, jehož vzorky zauímají co největší množství v jedné z kategorií, respektive co největší výšeč. Vzhledem k tomu, že všechny nečistoty jsou uvažovány se stejnou váhou důležitosti, byly v posledním hodnocení sečteny a stejným způsobem vyhodnoceny jako celek.

Údaje týkající se povrchových propadlin a vzhledu povrchu byly sbírány pro možnost hledání spojitosti mezi nečistotami materiálu a jejich vnějšími projevy. Z jejich vyhodnocení však nebyly získány žádné prokazatelné výsledky.

Pro určení dodavatele s nejvyšší jakostí dodávaného materiálu byly vytvořeny následující dva grafy. Na prvním (nahore) z nich jsou uvedeny průměrné hodnoty jednotlivých typů nečistot jednotlivých dodavatelů a na druhém (dole) je vyhodnoceno celkové průměrné znečištění.





Obrázek 83: Hodnocení jakosti

Z grafů je patrné, že ve vzorcích dodavatele C je v průměru největší koncentrace intermetalických fází, zejména hvězdicovitých Al-Fe-Mn-Si. I přesto je však z hlediska celkového znečištění dodavatelem s nejvyšší kvalitou materiálu. Grafy uvedené v kapitole 6 potvrzují prvenství dodavatele C také z hlediska stability dodávek.

Vzhledem k tomu, že neexistuje spojitost mezi vstupním materiálem a hotovým produktem, nejsou tyto údaje z hlediska celkové jakosti zcela směrodatné. Dalo by se tedy říci, že tato analýza vytváří jakousi rozsáhlou databanku tvořící základ pro navazující výzkum.

Následujícím krokem by tedy mělo být provázání získaných informací s daty hlášení taveb a daty výstupní kontroly, respektive určit relaci mezi zjištěným podílem znečištění vstupního materiálu a zmetkovitostí odlitků.

Vzhledem k tomu, že jednotlivé intermetalické fáze mají velice rozlišný vliv na mechanické vlastnosti, krystalizují v rozdílných mřížkách a fázích tuhnutí, dá se předpokládat, že budou i odlišně reagovat na tavbu. Proto by bylo dobré sledovat podíl nečistot vzorků slévarenských housek a následně podíl nečistot v materiálu, který prošel metalurgickým procesem.

8 Použitá literatura

[1] Periodická tabulka: Hliník. *Periodická tabulka: Chemické prvky* [online]. c2009-2017 [cit. 2018-08-07]. Dostupné z: <http://www.prvky.com/13.html>

[2] MACEK, Karel a Petr ZUNA. *Strojírenské materiály*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2003. ISBN isbn80-01-02798-8.

[3] NĚMEC, Milan, Bohumír BEDNÁŘ a Barbora BRYKSÍ STUNOVÁ. *Teorie slévání*. V Praze: České vysoké učení technické, 2009. ISBN isbn978-80-01-04395-0.

[4] ROUČKA, Jaromír. *Metalurgie neželezných slitin*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004. ISBN isbn80-214-2790-6.

[5] *Metals handbook*. 9th ed. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1989. ISBN isbn0-87170-007-7.

[6] DOLEŽAL, Jaroslav, Barbora BRYKSÍ STUNOVÁ a Vojtěch KUČERA. Současné poznatky o vlivu doprovodných prvků ve slitinách Al-Si. *Slévárství*. 2015, LXIII(9-10). ISSN 0037-6825.

[7] STEFANESCU, Doru M. a Roxana RUXANDA. Solidification Structure of Aluminium Alloys. *ResearchGate*[online]. 21. 7. 2004, , 1-9 [cit. 2018-08-07]. DOI: 10.13140/RG.2.1.2892.0169. ISSN 2616-7441. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/260060167_Solidification_Structure_of_Aluminum_Alloys

[8] GRUZLESKI, John E. a Bernard M. CLOSSET. *The treatment of liquid aluminium-silicon alloys*. The American Foundrymen's Society.

[9] BOLIBRUCHOVÁ, Dana a Eva TILLOVÁ. *Zlievarenské zliatiny Al-Si*. V Žiline: Žilinská univerzita, 2005. ISBN isbn80-8070-485-6.

[10] *Encyklopedie hliníku*. Děčín: Alcan Děčín Extrusions, 2005. ISBN isbn80-89041-88-4.

[11] NĚMEC, Milan a Jaroslav PROVAZNÍK. *Slévárenské slitiny neželezných kovů*. V Praze: České vysoké učení technické, 2008. ISBN isbn978-80-01-04116-1.

[12] Modification and Refinement of Aluminum-Silicon Alloys. In: *Total materia: The world's most comprehensive materials database* [online]. c2018, 10/2003 [cit. 2018-08-07]. Dostupné z: <http://www.totalmateria.com/Article85.htm>

[13] JANKES, Erik. *Využití řízeného naplyňování slitin Al-Si při tlakovém lití*. Brno, 2015. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Doc. Ing. Jaromír Roučka, CSc.

[14] GRIFFITHS, W.D., D.J. PARKER, X. FAN a M. HAUSARD. Tracking inclusions in aluminium alloy castings using positron emission particle tracking (PEPT). *Taylor and Francis* [online]. c2018, 19. 7. 2013 [cit. 2018-08-07]. DOI: 10.1179/174328409X405643. ISSN 1743-2847. Dostupné z: <https://www-tandfonline-com.ezproxy.techlib.cz/doi/pdf/10.1179/174328409X405643?needAccess=true>

[15] PECINA, Vladimír. *Vliv aktivity kyslíku, během tavby a odlévání, na metalurgickou jakost slitin železa*. Brno, 2010. Disertační práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Doc. Ing. JAROSLAV ŠENBERGER, CSc.

[16] CAO, X. a J. CAMPBELL. OXIDE INCLUSION DEFECTS IN Al-Si-Mg CAST ALLOYS. *Taylor and Francis* [online]. c2018, 18. 7. 2013 [cit. 2018-08-08]. DOI: 10.1179/cm.2005.44.4.435. ISSN 1879-1395. Dostupné z: <https://www-tandfonline-com.ezproxy.techlib.cz/doi/pdf/10.1179/cm.2005.44.4.435?needAccess=true>

[17] SAMUEL, E., A. M. SAMUEL, H. W. DOTY, S. VALTIERRA a F. H. SAMUEL. Intermetallic phases in Al-Si based cast alloys: new perspective. *Taylor and Francis* [online]. c2018, 5. 12. 2013 [cit. 2018-08-07]. DOI: 10.1179/1743133613Y.0000000083. ISSN 1743-1336. Dostupné z: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/1743133613Y.0000000083>

[18] LI, Z., A. M. SAMUEL, H. SAMUEL, C. RAVINDRAN a S. VALTIERRA. Effect of alloying element on the segregation and dissolution of CuAl₂ phase in Al-Si-Cu 319 alloys. *Springer link* [online]. 2003 [cit. 2018-08-07]. ISSN 1556-1615. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1023/A:1022857703995>

[19] List of standard alloy characteristics: List of characteristics of foundry alloys. *NMA* [online]. [cit. 2018-08-07]. Dostupné z: <http://www.nmca.jp/en/product/alloy/jis-list/>

[20] DRASTÍK, František. Metalurgie slitin hliníku. In: *Techportál* [online]. c, 25.9.2014 [cit. 2018-08-07]. Dostupné z: <https://www-techportal-cz.ezproxy.techlib.cz/33/metalurgie-slitin-hliniku-uniqueidmRRWSbk196FNf8-jVUh4Ego-QYZw1nMmwKHQAwBukfVRYFLS2WAvA/?query=Metalurgie%20slitin%20hlin%EDku&serp=1>

9 Zdroje obrázků

[1] The Al-Si phase diagram. In: *ResearchGate* [online]. 10/2013 [cit. 2018-08-08]. Dostupné z: <http://docplayer.cz/45430862-Zapadoceska-univerzita-v-plzni-fakulta-elektrotechnicka-katedra-technologie-a-mereni-diplomova-prace.html>

[2] Al-Si casting alloys in a binary Al-Si state diagram. In: *Giesserei lexikon* [online]. [cit. 2018-08-08]. Dostupné z: <https://www.giessereilexikon.com/en/foundry-lexicon/Encyclopedia/show/aluminum-casting-3150/>

[3] Phase diagram of the bulk Al-Cu alloy. In: *ResearchGate* [online]. c2018, 07/2012 [cit. 2018-08-08]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/258388340_Elastic_Modulus_Determination_of_Al-Cu_Film_Alloys_Prepared_by_Thermal_Diffusion/figures?lo=1

[4] ROUČKA, Jaromír. *Metalurgie neželezných slitin*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004. ISBN isbn80-214-2790-6.

[5] Mg binary phase diagram. In: *ResearchGate* [online]. c2018, 05/2015 [cit. 2018-08-08]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/274967904_The_interface_bonding_mechanism_and_related_mechanical_properties_of_MgAl_compound_materials_fabricated_by_insert_molding/figures?lo=1

[6] STEFANESCU, Doru M. a Roxana RUXANDA. Solidification Structure of Aluminium Alloys. *ResearchGate*[online]. 21. 7. 2004, , 1-9 [cit. 2018-08-07]. DOI: 10.13140/RG.2.1.2892.0169. ISSN 2616-7441. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/260060167_Solidification_Structure_of_Aluminum_Alloys

[7] ŠUBRT, Kamil. *NÁVRH ZAŘÍZENÍ PRO MĚŘENÍ SMÁČIVOSTI POVRCHŮ*. Brno, 2013. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Ing. PAVEL HOUŠKA, Ph.D.

[8] Tuhnutí - krystalizace. In: *FSI FÓRUM: Neoficiální fórum pro studenty Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně* [online]. [cit. 2018-08-08]. Dostupné z: <http://www.fsiforum.cz/upload/soubory/databaze-predmetu/5FM/Prednasky/FM%2007.ppt>

[9] GRUZLESKI, John E. a Bernard M. CLOSSET. *The treatment of liquid aluminium-silicon alloys*. The American Foundrymen's Society.

[10] MTS 1500. In: *Vesuvius: Leading the world of molten metal flow engineering* [online]. c2018 [cit. 2018-08-08]. Dostupné z: <https://www.vesuvius.com/content/dam/vesuvius/corporate/Our-solutions/our-solutions-master-english/foundry/non-ferrous-foundry/melt-treatment/brochures/MTS-e.pdf.downloadasset.pdf>

[11] JANKES, Erik. *Využití řízeného naplyňování slitin Al-Si při tlakovém lití*. Brno, 2015. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Doc. Ing. Jaromír Roučka, CSc.

[12] SAMUEL, E., A. M. SAMUEL, H. W. DOTY, S. VALTIERRA a F. H. SAMUEL. Intermetallic phases in Al-Si based cast alloys: new perspective. *Taylor and Francis* [online]. c2018, 5. 12. 2013 [cit. 2018-08-07]. DOI: 10.1179/1743133613Y.0000000083. ISSN 1743-1336. Dostupné z: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/1743133613Y.0000000083>

10 Zdroje tabulek

[1] HERMAN, Aleš. Metalurgie neželezných slitin. In: *Ústav strojírenské technologie* [online]. [cit. 2018-08-08]. Dostupné z: <http://u12133.fs.cvut.cz/assets/subject/files/32/Metalurgie-slitin-nezelezných-kovu.pdf>

[2] Interní zdroje společnosti Kovolis Hedvikov a. s.

11 Seznam elektronických příloh

- Příloha č. 1** Mikroskopické snímky vzorků slévárenských housek dodavatele A
- Příloha č. 2** Mikroskopické snímky vzorků slévárenských housek dodavatele B
- Příloha č. 3** Mikroskopické snímky vzorků slévárenských housek dodavatele C
- Příloha č. 4** Mikroskopické snímky vybraných vzorků z Ú12133 ČVUT Praha
- Příloha č. 5** Výsledky EDS analýzy
- Příloha č. 6** Nasbíraná data včetně vyhodnocení