



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**VLIV RYCHLOSTI OCHLAZOVÁNÍ NA MIKROSTRUKTURU
A MECHANICKÉ VLASTNOSTI ODLITKŮ Z
HOŘČÍKOVÝCH SLITIN AZ91, WE43B A ELEKTRON21
VYRÁBĚNÝCH METODOU PŘESNÉHO LITÍ**

INFLUENCE OF COOLING RATE ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF CASTINGS
FROM MAGNESIUM ALLOYS AZ91, WE43B AND ELEKTRON21 PRODUCED BY INVESTMENT CASTING

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Eliška Jakubcová

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Martin Juliš, Ph.D.

BRNO 2021

Zadání diplomové práce

| | |
|-------------------|---------------------------------------|
| Ústav: | Ústav materiálových věd a inženýrství |
| Studentka: | Bc. Eliška Jakubcová |
| Studijní program: | Aplikované vědy v inženýrství |
| Studijní obor: | Materiálové inženýrství |
| Vedoucí práce: | Ing. Martin Juliš, Ph.D. |
| Akademický rok: | 2020/21 |

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

Vliv rychlosti ochlazování na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti odlitků z hořčíkových slitin AZ91, WE43B a Elektron21 vyráběných metodou přesného lití

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Diplomová práce bude zaměřena na výzkum vlivu rychlosti ochlazování na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti odlitků z hořčíkových slitin AZ91, WE43B a Elektron21 vyráběných metodou přesného lití. Úkolem studenta bude pod dohledem školitele pomocí metod strukturní a fázové analýzy a mechanických zkoušek podrobně popsat efekty rozdílné rychlosti ochlazování u hořčíkové slitiny na bázi Mg–Al (slitina AZ91) a hořčíkových slitin na bázi Mg–Zr (slitiny WE43B a Elektron21) na užité vlastnosti přesných odlitků pro letecký a automobilový průmysl.

Cíle diplomové práce:

1. Literární rešerše na dané téma.
2. Pomocí metod strukturní a fázové analýzy a mechanických zkoušek podrobně popsat efekty rozdílné rychlosti ochlazování u hořčíkové slitiny na bázi Mg–Al (slitina AZ91) a hořčíkových slitin na bázi Mg–Zr (slitiny WE43B a Elektron21) na užité vlastnosti přesných odlitků pro letecký a automobilový průmysl.

Seznam doporučené literatury:

AVEDESIAN, M. and H. BAKER. ASM Specialty Handbook – Magnesium and Magnesium Alloys. USA: ASM International Ohio, 1999. 314s. ISBN 0-87170-138-3.

Design guide - Designing with Elektron Magnesium Alloys, dostupné online:

<https://www.luxfermeltechnologies.com>

ROUČKA, J. Metalurgie neželezných slitin. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s.r.o. Brno, 2004. 148 s. ISBN 80-214-2790-6.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2020/21

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

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

Abstrakt

Tato diplomová práce se zabývá vlivem rychlosti ochlazování na velikost zrna hořčikových slitin na bázi Mg–Al (AZ91E) a na bázi Mg–Zr–RE (WE43B a Elektron21). Vliv rychlosti ochlazování je analyzován na vzorcích rozdílných tloušťek stěny odlitků pro různé způsoby ochlazování (ofuk vzduchem, zanořením do polymeru a volným chlazením). Vyhodnocena byla také výsledná mikrostruktura, pórovitost, tvrdost a mechanické vlastnosti získané pro odlitky vyrobené pomocí metody přesného lití. Na základě vyhodnocených velikostí zrna materiálů byl prokázán významný vliv rychlosti ochlazování na velikost zrna pro slitinu AZ91E, na rozdíl od slitin obsahující zirkonium (WE43B a Elektron21), kde hlavním vlivem na velikost zrna má právě obsah zirkonia. Pro slitiny na bázi Mg–Zr–RE lze upřednostnit podmínky pro odlévání taveniny do formy bez přítomnosti negativního vlivu zvětšení velikosti zrna v závislosti na rychlosti ochlazování odlitku.

Klíčová slova

Hořčikové slitiny, přesné lití, velikost zrna, rychlost ochlazování, mechanické vlastnosti

Abstract

This master's thesis deals with the effects of the cooling rate on the grain size of magnesium alloys based on Mg–Al (AZ91E) and Mg–Zr–RE (WE43B and Elektron21). The effects of the cooling rate are analyzed on samples of varying thickness for different cooling methods (forced–air–cooling, cooling into polymer, natural air cooling). We also evaluated the final microstructure, porosity, hardness, and mechanical properties for investment castings. Based on the evaluated grain sizes, we demonstrated a significant difference in the cooling rate influence on the grain size for the alloy AZ91E. Compared to Zirconium-based alloys (WE43B and Elektron21), for which the zirconium content influences grain size the most. For the alloys based on Mg–Zr–RE, it is possible to prefer casting conditions, without negative enlarging of the grain size.

Keywords

Magnesium alloys, investment casting, grain size, cooling rate, mechanical properties

JAKUBCOVÁ, Eliška. Vliv rychlosti ochlazování na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti odlitků z hořčíkových slitin AZ91, WE43B a Elektron21 vyráběných metodou přesného lití. Brno, 2021. Dostupné také z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/129817>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Martin Juliš.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma **Vliv rychlosti ochlazování na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti odlitků z hořčíkových slitin AZ91, WE43B a Elektron21 vyráběných metodou přesného lití** vypracovala samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, které jsou součástí této práce.

V Brně dne: 21.05.2021

Podpis:

Eliška Jakubcová

Poděkování

Ráda bych poděkovala svému vedoucímu Ing. Martinovi Julišovi, Ph.D. za cenné rady, vedení a trpělivost při zpracovávání této diplomové práce, pracovníkům Laboratoře materiálových analýz a spolupráce s průmyslem CEITEC VUT v Brně za pomoc při realizaci experimentálních prací a také společnosti Alucast s.r.o. za dodaný experimentální materiál.

Obsah

| | |
|---|----|
| Úvod | 1 |
| 1 Teoretická část..... | 2 |
| 1.1 Historie pojmenování a objevení hořčíku jako chemického prvku | 2 |
| 1.2 Výskyt a výroba..... | 2 |
| 1.3 Vlastnosti | 4 |
| 1.3.1 Skluzové roviny v hořčíku | 4 |
| 1.3.2 Porovnání mechanických vlastností oproti jiným materiálům | 5 |
| 1.4 Použití | 6 |
| 1.5 Hořčík a jeho slitiny, dělení (slévárenské a tvářené)..... | 7 |
| 1.6 Hlavní legující prvky a jejich rozpustnost ve slitinách hořčíku | 8 |
| 1.6.1 Příměsové prvky zlepšující vlastnosti hořčíkových slitin | 8 |
| 1.6.2 Příměsové prvky zhoršující vlastnosti Mg slitin | 10 |
| 1.7 Slévárenské slitiny hořčíku..... | 10 |
| 1.7.1 Značení | 11 |
| 1.7.2 Binární systém Mg–Al | 11 |
| 1.7.3 Binární systém Mg–Zn..... | 12 |
| 1.7.4 Binární systém Mg–Zr | 13 |
| 1.7.5 Nejčastější hořčíkové slévárenské slitiny | 14 |
| 1.8 Tavení hořčíkových slitin | 15 |
| 1.8.1 Probíhající reakce při tavení hořčíku | 16 |
| 1.8.2 Tavicí pece pro slitiny hořčíku..... | 16 |
| 1.8.3 Ochrana hořčíku proti hoření | 17 |
| 1.9 Technologie výroby | 18 |
| 1.9.1 Tlakové lití hořčíkových slitin | 18 |
| 1.9.2 Přesné lití hořčíkových slitin (investment casting) | 20 |
| 1.9.3 Lití do pískových forem | 24 |
| 1.9.4 Další metody odlévání hořčíkových slitin..... | 24 |
| 1.10 Čistota hořčíkových slitin, výskyt inkluzí | 25 |
| 1.11 Tepelné zpracování..... | 26 |
| 1.11.1 Žihání pro odstranění vnitřního pnutí..... | 27 |
| 1.11.2 Precipitační vytvrzování..... | 27 |
| 1.12 Povrchová úprava | 28 |

| | | |
|--------|---|----|
| 1.13 | Mikrostruktura slitin Mg–Al | 28 |
| 1.14 | Mikrostruktura slitin Mg–Zr–X..... | 31 |
| 1.14.1 | Mikrostruktura slitiny Elektron 21 | 31 |
| 1.14.2 | Mikrostruktura slitiny WE43 (Mg-Y-Zr)..... | 33 |
| 2 | Experimentální část..... | 34 |
| 2.1 | Experimentální metody..... | 34 |
| 2.1.1 | Příprava metalografických preparátů | 34 |
| 2.1.2 | Analýza pomocí světelné mikroskopie | 35 |
| 2.1.3 | Analýza pomocí rastrovací elektronové mikroskopie..... | 35 |
| 2.1.4 | Měření tvrdosti | 35 |
| 2.1.5 | Provedení tahové zkoušky..... | 35 |
| 2.1.6 | Analýza chemického složení | 35 |
| 2.2 | Experimentální materiál | 35 |
| 2.3 | Vyhodnocení výsledků | 39 |
| 2.3.1 | Vyhodnocení mikrostruktury vzorků slitiny Elektron 21 | 39 |
| 2.3.2 | Vyhodnocení pórovitosti vzorků ze slitiny Elektron 21..... | 41 |
| 2.3.3 | Hodnocení velikosti zrna vzorků ze slitiny Elektron 21 | 42 |
| 2.3.4 | Mechanické vlastnosti vzorků ze slitiny Elektron 21..... | 42 |
| 2.3.5 | Vyhodnocení mikrostruktury vzorků slitiny AZ91E a WE43B v litém stavu a po tepelném zpracování..... | 43 |
| 2.3.6 | Mikrostrukturní analýza chemického složení (AZ91E a WE43B) | 49 |
| 2.3.7 | Pórovitost pro různé tloušťky stěny odlitků ze slitin AZ91E a WE43B | 51 |
| 2.3.8 | Měření tvrdosti odlitků ze slitin AZ91E a WE43B..... | 52 |
| 2.3.9 | Vyhodnocení velikosti zrna odlitků ze slitin AZ91E a WE43B po různých způsobech ochlazování..... | 53 |
| 2.3.10 | Mikrostruktura válcových zkušebních tyčí ze slitiny AZ91E a WE43B | 54 |
| 2.3.11 | Pórovitost válcových zkušebních tyčí (AZ91E a WE43B)..... | 56 |
| 2.3.12 | Velikost zrna válcových zkušebních tyčí ze slitiny AZ91E a WE43B | 56 |
| 2.3.13 | Mechanické vlastnosti válcových zkušebních tyčí ze slitiny AZ91E a WE43B | 57 |
| 3 | Diskuze..... | 58 |
| | Závěr..... | 60 |
| | Bibliografie..... | 61 |
| | Seznam obrázků | 66 |
| | Seznam tabulek | 68 |

Úvod

Výzkum vlastností hořčikových slitin a vývoj nových materiálů na bázi hořčíku je důležitý zejména kvůli snižování celkové hmotnosti. Velmi nízká hodnota hustoty hořčíku, která dosahuje pouze 2/3 hustoty hliníku, je hlavní motivací pro jejich aplikaci. Použití hořčikových slitin je částečně omezeno bezpečnostními podmínkami zejména kvůli vysoké reaktivitě s kyslíkem. Výzkum těchto materiálů, ale posunuje hranice jejich použití a umožňuje jejich využití v leteckém i automobilovém průmyslu zejména na konstrukce rámu dveří, armatur řízení a bloků motorů. Některé typy hořčikových slitin (např. Elektron 43) mají také již certifikaci pro použití v interiéru letadel [1].

Proces přesného lití umožňuje odlévat velmi přesné odlitky bez nutnosti dalšího výrazného opracování. Přesné lití hořčikových slitin není hojně využívaný proces, kvůli problémům s reakcí mezi taveninou a formovací směsí skořepiny formy. Při jejich tavení je nutné používat ochrannou atmosféru pro zabránění reakci mezi taveninou a kyslíkem a následnému hoření.

Cílem této práce je provést literární rešerši popisující hořčikové slitiny a používané metody odlévání a následně v experimentální části pomocí metod strukturní a fázové analýzy a mechanických zkoušek podrobně popsat efekty rozdílných rychlostí ochlazování u hořčikových slitin na bázi Mg–Al (AZ91E) a na bázi Mg–Zr–RE (WE43B a Elektron 21) na užité vlastnosti odlitků vyrobených procesem přesného lití pro letecký a automobilový průmysl.

V literární rešerši jsou popsány vlastnosti a výroba hořčíku, rozdělení a značení hořčikových slitin, použití hořčikových slitin v automobilovém a leteckém průmyslu, proces tavení a ochrany taveniny, využívané metody odlévání a popis metody přesného lití aplikovaný na odlévání hořčikových slitin. V neposlední řadě popis mikrostruktury zkoumaných hořčikových slitin na bázi Mg–Al (AZ91E) a na bázi Mg–Zr–RE (WE43B a Elektron 21), jejich mechanické vlastnosti a možnosti použití.

V experimentální části je zkoumána výsledná velikost zrna v závislosti na rychlosti ochlazování pro odlišné tloušťky stěny odlitků a rozdílné způsoby ochlazování. Analýza mikrostruktury uvedených hořčikových slitin AZ91E, WE43B a Elektron 21 vyrobených metodou přesného lití. Hodnocení pórovitosti odlitků pro použité způsoby ochlazování v závislosti na tloušťce stěny odlitků. Dosažené chemické složení slitin a mechanické vlastnosti jsou vyhodnoceny dle materiálových listů výrobce slitin WE43B a Elektron 21 společnosti Luxfer MEL Technologies UK a normy ČSN EN ISO 1753 pro vyhodnocení materiálu AZ91E.

Analyzované vzorky jsou vyhotoveny procesem přesného lití ve společnosti Alucast s.r.o.

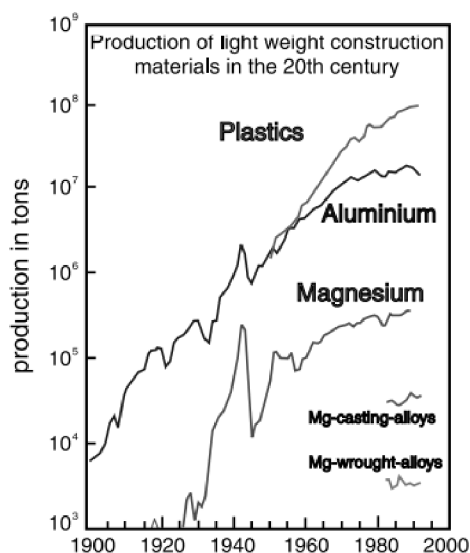
1 Teoretická část

1.1 Historie pojmenování a objevení hořčíku jako chemického prvku

Název Magnesium vznikl podle oblasti v antickém Řecku, Magnesia, dnešní Thesálie, která se nachází na severovýchodě Řecka. Na tomto místě byl hořčík jako prvek poprvé nalezen a dodnes se zde minerály hořčíku nacházejí. Hořčík jako chemický prvek byl objeven poprvé v roce 1755 Josephem Blackem z Edinburgu, který rozlišil MgO od CaO, což nebylo jednoduché kvůli podobnému způsobu výroby – ohřev karbonátové horniny z magnesitu a limonitu. Křemičitan hořečnatý byl nalezen později v roce 1789 Thomasem Henrym v Turecku, kde se hojně používal k výrobě dýmek [2; 3].

Čistý kov hořčíku ve velmi malém množství byl izolován až v roce 1808 Humphry Davym pomocí elektrolýzy z oxidu hořečnatého. V roce 1831 Antoine-Alexandre-Brutus Bussy vyrobil již větší množství kovu pomocí reakce chloridu hořečnatého s draslíkem. Následně studoval a popsal vlastnosti čistého hořčíku. Komerční výroba začala v roce 1852, kdy Robert Bunsen vyrobil malou laboratorní buňku pro elektrolýzu kondenzovaného chloridu hořečnatého. Bunsenův modifikovaný článek začal komerční elektrolytickou výrobu hořčíku v Německu v roce 1886 v Aluminium and Magnesium Fabrik, Hemelingen [2; 3].

Produkce hořčíku začala narůstat hlavně během válečného období pro výrobu světlíc, sledovacích střel a leteckého průmyslu. Později našel hořčík uplatnění i ve strojírenství a spotřebním průmyslu (**obr. 1**). Produkce hořčíku neustále roste a objevují se nové hořčíkové slitiny a jejich použití. V automobilovém průmyslu byly nejprve použity hořčíkové slitiny na výrobu klikové skříně a skříně převodovky v automobilce Volkswagen, kvůli potřebě snížení celkové hmotnosti automobilu, protože hořčík je specifický svou nízkou měrnou hmotností [4].



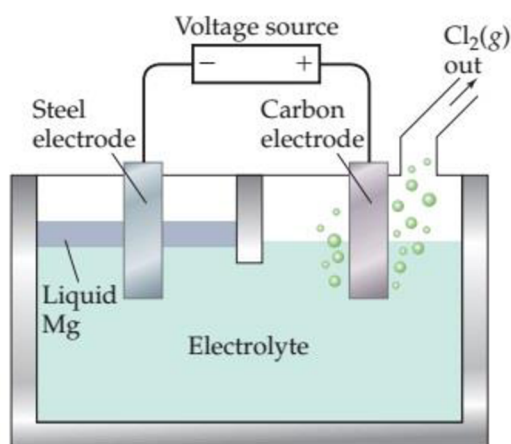
Obr. 1 Růst celkové produkce slitin s nízkou hmotností během 20. století [5].

1.2 Výskyt a výroba

V přírodě se hořčík vyskytuje pouze ve sloučeninách, mocenství Mg²⁺, nejčastěji jako uhličitan, křemičitan, síran a chlorid. Vysoké zastoupení hořčíku okolo 1,9–2,5 % se nachází v zemské kůře. Hořčíkové sloučeniny jsou také hojně zastoupeny v mořské vodě, přibližně 1,4 g/l. Hořčík

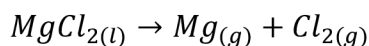
se také vyskytuje v minerálech jako jsou dolomit a magnezit a méně zastoupený v olivínu, karnalitu a spinelu. Díky vysokému zastoupení na planetě považujeme zásoby hořčíku za nevyčerpatelné, zejména kvůli mořské vodě [2; 6].

Hořčík se nejčastěji vyrábí elektrolyticky nebo tepelnou redukcí. Proces výroby elektrolyzou je zastoupen 75 % celkové produkce hořčíku ve světě. Elektrolytický proces se skládá ze dvou částí: příprava suroviny obsahující chlorid hořečnatý a následná disociace této sloučeniny na hořčík a plynný chlor na elektrolytických člancích, kde na grafitové anodě je vyloučen chlor a na železné katodě je vyloučen hořčík, který se sbírá na povrchu elektrolytu (**obr. 2**) [7].



Obr. 2 Schéma elektrolytického procesu výroby hořčíku [8].

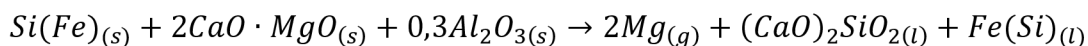
Elektrolytický článek je složen z grafitických anod a ocelových katod, které jsou namontovány vertikálně skrze vrchní díl žáruvzdorných elektrolytických článeků. Katoda i anoda jsou částečně ponořené do elektrolytu roztavených solí obsahující také chlorid hořečnatý v koncentraci mezi 6–18 %. Teploty procesu se pohybují okolo 680–750 °C při probíhající reakci dle **rovnice 1**: [2; 6]



Při tepelné redukcí se uskutečňuje reakce mezi oxidem hořečnatým, který je přítomný v dolomitu a křemíkem obsaženým ve ferosiliciu. V dnešní době jsou nejvíce využívány dvě metody přípravy Pidgeon a Magnetherm. Proces Pidgeon pracuje s briketami vápna a křemíku, které jsou vloženy do plynové nebo elektrické retorty. Retorta je vybavena kondenzační částí, kde pracovní teplota dosahuje okolo 500 °C při 14 Pa. Při těchto podmínkách dochází ke kondenzaci par hořčíku dle **rovnice 2** [2; 6]



Při procesu Magnetherm se přidává oxid hlinitý do roztavené strusky křemičitanu vápenatého při 1500 °C a hořčík je získáván reakcí dle **rovnice 3** [2]



1.3 Vlastnosti

Hořík je nepolymorfní, stříbrolesklý kov typický svou nízkou hustotou, která je způsobena malou atomovou hmotou s velkým atomovým poloměrem 1,5982 Å. Čistý hořík krystalizuje v těsně uspořádané hexagonální mřížce (HCP), kde parametry mřížky jsou $a = 0,3203 \text{ nm}$, $c = 0,5199 \text{ nm}$ s vrstvením ABAB těsně uspořádaných vrstev atomů. Osový poměr mřížky dosahuje hodnoty $\frac{c}{a} = 1,6236$, který se blíží k hodnotám ideálního těsného uspořádání [4].

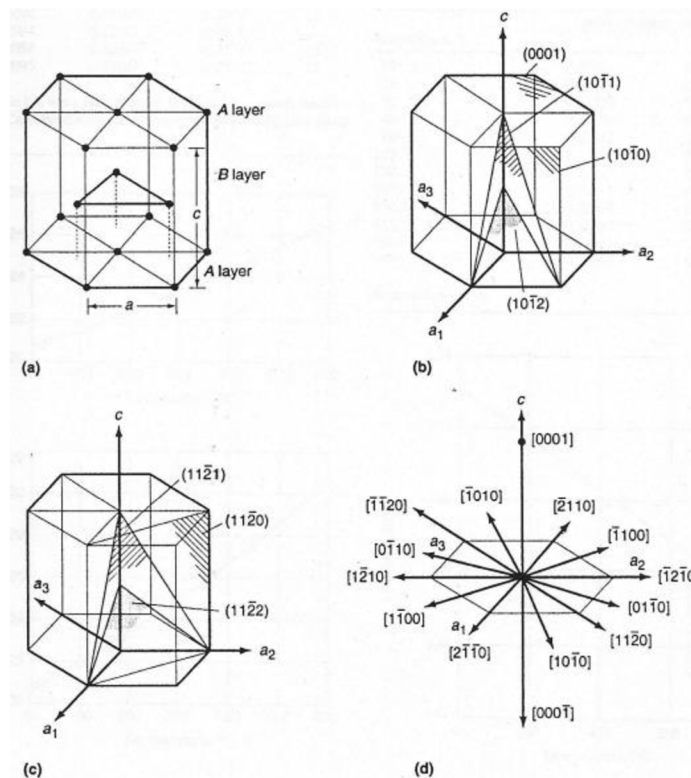
Vysoký elektrochemický potenciál (-2,37 V) způsobuje nízkou chemickou odolnost, a proto je hořík a jeho slitiny málo odolné proti korozi ve vlhkém prostředí, kde materiál ztrácí lesk a na povrchu vzniká šedá vrstva hydroxidu $Mg(OH)_2$. V mořské vodě ke korozi téměř nedochází [4; 9].

Hoříkové výrobky lze snadno recyklovat a nejsou nijak toxické pro člověka ani pro životní prostředí. Některé hoříkové slitiny jsou využívány jako materiál pro výrobu biodegradabilních tělních implantátů, protože lze jejich toxicitu s ohledem na rozpouštění v těle téměř zanedbat [6].

Důležitou vlastností hoříku je jeho zápalnost na vzduchu. Tento parametr ovlivňuje zejména zpracování hoříkových výrobků, protože může dojít k zápalu vznikajících třísek a pilin. Samovolné hoření je nebezpečné hlavně pro malé třísky materiálu (menší než 2 mm), pokud dosahují větších rozměrů dochází k hoření až při teplotě tavení (teplota tavení hoříku je 650 °C) [4].

1.3.1 Skluzové roviny v hoříku

V hoříku se vyskytuje málo skluzových systémů za pokojové teploty (**obr. 3**). Ke skluzu může docházet v bazální rovině (0001) v nejhustěji obsazeném směru $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, nebo v prismatických rovinách $\{10\bar{1}0\}$ ve směrech $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ a rovinách pyramidálních $\{10\bar{1}1\}$ ve směrech $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Při pokojové teplotě mají HCP materiály pouze 2 samostatné skluzové systémy, které ale nesplňují von Misesovu podmínku 5 aktivních nezávislých skluzových směrů pro polykrystalické materiály. Hořík tedy není možné tvářet za pokojové teploty kvůli možnému vzniku nehomogenní deformace a vzniku křehkých interkrystalických lomů v rovinách dvojčatění. Více pyramidálních skluzových systémů se aktivuje při zvýšení teploty nad 225 °C, kdy dosáhneme vyššího smykového napětí, než je kritické napětí pro dvojčatění. Nejvyšších plastických vlastností dosahuje až při teplotě 350–450 °C, při které se nejčastěji uskutečňuje tvářením hoříku a jeho slitin [4; 9].



Obr. 3 Zobrazení HCP mřížky a) zobrazení vrstvení atomových rovin v HCP mřížce hořčíku, b,c,d) zobrazení skluzových rovin a směrů v HCP mřížce hořčíku [6].

1.3.2 Porovnání mechanických vlastností oproti jiným materiálům

Přehled základních vlastností hořčíku (viz **tab. 1**). Hořčík má při teplotě 20 °C hustotu 4,5krát menší než ocel a 1,5krát menší než hliník. Modul pružnosti v tahu hořčíku, $E(Mg) = 45 \text{ GPa}$, je nižší než u hliníku, $E(Al) = 70 \text{ GPa}$, podstatně nižší než u oceli, $E(ocel) = 2,2 \cdot 10^2 \text{ GPa}$ [10].

Tab. 1 Popis základních vlastností hořčíku [10]

| Základní mechanické vlastnosti | Hodnota |
|--------------------------------|--------------------------|
| Hustota | 1,738 g.cm ⁻³ |
| Teplota tání | 650 °C |
| Youngův modul pružnosti (E) | 45 GPa |
| Poissonův poměr (μ) | 0,35 |
| Mez pevnosti (Rm) | 190 MPa |
| Smluvní mez kluzu (Rp0,2) | 95 MPa |
| Lomová houževnatost | 50 MPa.m ^{1/2} |
| Tepelná vodivost | 150 W/mK |
| Tvrdość | 40 HB |

Lomová, vrubová houževnatost a pevnost hořčíku je v porovnání s ostatními materiály nízká. Slitiny hořčíku jsou málo odolné proti opotřebení a mají horší svařitelnost (pouze v inertním plynu). Důležité je zvážit opodstatnění spojení hořčíkových slitin s jinými materiály, protože může docházet k elektrochemické korozi, kde hořčíková část bude působit jako anoda. Hořčík vykazuje vysokou tuhost materiálu a schopnost tlumit vibrace. Vysoká měrná kapacita způsobuje menší nárůst teploty při krátkodobém zahřívání součásti a velmi dobrou obrobitelnost (pouze nutné brát ohled na hořlavost třísek) [4; 9].

1.4 Použití

Čistý hořčík není hojně využíván jako konstrukční materiál. Využívá se v polygrafickém průmyslu jako náhrada za zinek, katodická ochrana vodních nádrží a potrubí, redukční činidlo při výrobě titanu, dezoxidační přísada a očkovací přísada při výrobě tvárné litiny. Velká část se však využije na výrobu hořčíkových slitin, které patří mezi nepoužívanější konstrukční materiály hned po oceli a hliníku [4].

Slitiny hořčíku jsou používány hlavně pro jejich výhodnou hodnotu měrné hmotnosti v automobilovém a leteckém průmyslu. V automobilovém průmyslu se můžeme setkat hlavně s výrobou sedadel, volantů, systémů na sání vzduchu, skříní převodovek a nádrží. Hořčíkové slitiny lze používat i na části implantátů v lékařství, protože hořčík je biokompatibilní materiál. Slitiny hořčíku se využívají také pro těla přístrojů v elektronice (např. fotoaparátů). Své uplatnění mají slitiny hořčíku také v komunikačních technologiích, protože jsou odolné proti elektromagnetickému záření. Hořčík a jeho slitiny se využívají i pro použití v kosmickém průmyslu na výrobu různých typů raket a také při stavbě atomových reaktorů [11].

Využití v **leteckém a kosmickém průmyslu** našly hořčíkové slitiny již během první světové války, kdy se používaly při konstrukci německých vojenských letounů a následně během druhé světové války, kdy jejich použití nadále vzrůstalo. Dálkové bombardéry B-52 a B-36 letectva Spojených států amerických se skládaly z velkého množství komponent z hořčíkových slitin. Letadla Boeing 727 obsahovala hořčíkové komponenty i na předních a zadních klapkách, dveřích, kolech, rámech a převodovkách. Avšak dost komponent bylo nahrazeno jiným materiálem kvůli zavedení přísnějších bezpečnostních leteckých podmínek kvůli možnému vzniku požárů. Hořčík byl v 50. a 60. letech minulého století zařazen mezi nekonstrukční materiály kvůli problémům s korozní odolností, ale vývoj hořčíkových slitin je velmi intenzivní a byly již objeveny materiály, které splňují nutné bezpečnostní předpisy pro použití v interiérech letadel. Slitiny Elektron 43 a Elektron 21 získaly jako jediné hořčíkové slitiny zkoušky hořlavosti prováděné FAA (Federal Aviation Administration). V dnešní době díky zlepšení výrobní technologie a zlepšení korozní odolnosti (objevení nepříznivého účinku železa, mědi a niklu i v malých objemech) se zvyšuje množství použitých komponent z hořčíkových slitin. Použití v leteckém a kosmickém průmyslu je obecně omezené na odlitky součástí motoru a převodovek. Nejsou využívány hojně majoritními výrobci letadel (Airbus, Boeing, Embraer), ale hlavní využití mají na výrobu helikoptér a menších letounů. Zajímavé aplikace hořčíkových slitin jsou vyrobené odlitky: hlavní převodovky Sikorsky UH60 (materiál ZE) a Sikorsky S92 (materiál WE43A) a pomocné pouzdro Pratt & Whitney F119 (materiál WE31) [1; 12].

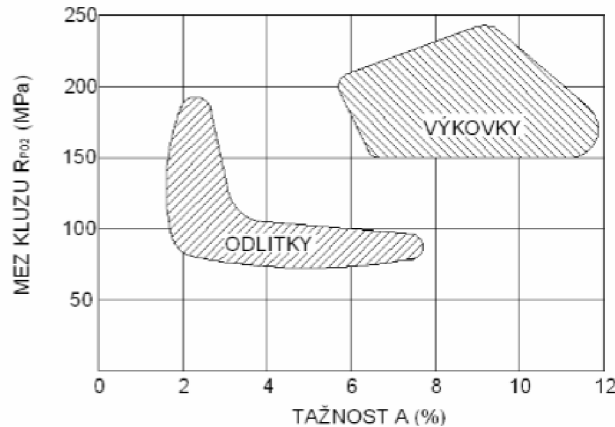
První použití hořčíkové slitiny v **automobilovém průmyslu** bylo na výrobu pístů závodního motoru pro automobil Indy 500. Ve 30. letech byl vysoký nárůst používaných hořčíkových materiálů v automobilovém průmyslu na výrobu klikových skříní a převodovek pro automobily, ale také autobusy nebo hospodářské stroje (traktory). Vysoký nárůst spotřeby hořčíkových slitin byl zaznamenán v roce 1971, ale později byla spotřeba omezena kvůli zvyšujícím se požadavkům na vyšší výkon a tím vyšší provozní teplotu. Místo vzduchově chlazených motorů se přešlo na vodní chlazení, ve kterém hořčíkové materiály podléhají korozi. Později v 80. letech byly objeveny vysoce čisté slitiny AZ91D a AM60B, které začaly opět zvyšovat produkci hořčíkových odlitků pro automobilní aplikace [12].

Díky velké ekonomické úspoře související s nízkou hmotností hořčíkových slitin se stále vynalézají nové slitiny a jejich použití pro různé aplikace. Velkou část hořčíkových slitin nalezneme v interiérech automobilů, kde nejsou požadovány vysoké nároky na korozní odolnost materiálu. Mg slitiny se zejména používají na výrobu přístrojových desek, panelů řízení a také sedadlových konstrukcí (části konstrukce sedadla vyráběné z hořčíkové slitiny pomocí tlakového lití začala v Německu používat společnost Mercedes). Využití na výrobu podvozkových částí nebylo úplně ze začátku využíváno kvůli vysokým požadavkům na korozní odolnost. Vývojem nových materiálů, ale došlo k dosažení požadovaných vlastností při použití například materiálu AE44, který se využívá na výrobu vidlic vysokotlakým litím v Chevrolet Corvette Z06. Použití vedlo ke snížení o 35 % hmotnosti oproti použití hliníkové slitiny. Německé automobilky (VW a Audi) mají nejvyšší objem výroby skříní pro manuální převodovky z hořčíkové slitiny AZ91, která je dostačující při použití do teploty 120 °C. Pro vyšší pracovní teploty ve skříních pro automatické převodovky či blocích motorů je požadována creepová odolnost hořčíkové slitiny. Používá se například AS31, která vykazuje mnohem lepších creepových vlastností než AZ91 [12].

1.5 Hořčík a jeho slitiny, dělení (slévárenské a tvářené)

Čistý hořčík není z důvodu svých vlastností vhodný pro konstrukční aplikace, a proto se používají nejčastěji jeho slitiny. Slitiny hořčíku můžeme dělit (**obr. 4**) na slévárenské a tvářené (výkovky). Chemické složení se výrazně dle skupiny neliší, ale odlišují se výslednými mechanickými vlastnostmi [4].

Mezi slitiny hořčíku ke tváření se řadí slitiny na bázi Mg–Th, Mg–Mn, Mg–Zn–Zr. Slitiny ke tváření nejsou vhodné pro tváření za studena kvůli malému množství skluzových systémů. Proto se teplota tváření pohybuje nad teplotou 220 °C. K procesům tváření hořčíkových slitin se nejčastěji řadí kování (200–300 °C), protlačování (300–400 °C) a válcování (400–500 °C). Po tváření se v materiálu utváří silná textura, která způsobuje anizotropii mechanických vlastností. Tváření je obtížné kvůli vysoké reaktivitě a možnému zápalu hořčíkových třisek. Deformační zpevnění je oproti slitinám hliníku omezené. Tvářené slitiny hořčíku nejsou legovány kovy vzácných zemin. Mezi hlavní vlastnosti tvářených slitin hořčíku patří velmi dobrá schopnost tlumit vibrace, vysoká měrná pevnost a nižší citlivost k vrubům při vibračním zatížení. Ve strojírenské praxi se však častěji využívají odlévané hořčíkové slitiny [4; 9].



Obr. 4 Závislost meze kluzu na tažnosti pro slévarenské slitiny a tvářené (výkovky) [13].

1.6 Hlavní legující prvky a jejich rozpustnost ve slitinách hořčíku

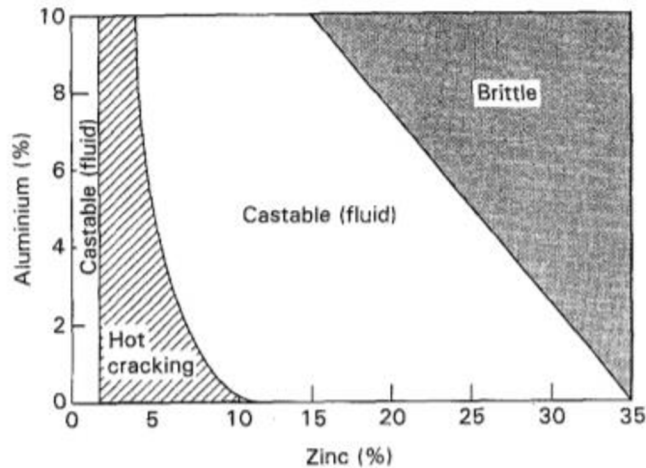
Legující prvky, které jsou do slitin hořčíku přidávány, mají značný vliv na výsledné vlastnosti slitiny. Přidáním určitých prvků můžeme zlepšit jejich slévatelnost, pevnost, odolnost proti korozi, nebo jiné další specifické vlastnosti, které jsou pro dané použití požadovány. Zlepšením jedné vlastnosti, můžeme negativně ovlivnit vlastnosti jiné, a proto je velmi důležité správně vybrat druh hořčíkové slitiny pro její konečné použití v praxi. Výběr legujících prvků však není příliš velký, hlavně kvůli možnému zvýšení celkové hustoty hořčíkové slitiny [14].

Atomové poloměry legujícího prvku a hořčíku musí být rozdílné maximálně okolo 15 %. Hořčík má vysokou chemickou afinitu a tvoří stabilní sloučeniny (např. Mg-Si). V hořčíkových slitinách dochází k tvorbě intermetalických sloučenin typu AB, AB₂ a CaF₂. Jednoduchou strukturu AB tvoří například MgAg, CeMg, MgTl, kde hořčík může být elektropozitivní i elektronegativní. Struktura AB₂ tvoří Lavesovy fáze tří typů: MgCu₂, MgZn₂ a MgNi₂, které se liší krystalickou strukturou [14].

1.6.1 Příměšové prvky zlepšující vlastnosti hořčíkových slitin

Nejpoužívanějším přísadovým prvkem hořčíkových slitin je *hliník*, který je nejvíce zastoupen ve slévarenských slitinách hořčíku, jeho maximální rozpustnost je 12,5 hm. %. Zlepšuje slévatelnost hlavně kvůli snížení smrštivosti slitiny. Pokud slitina obsahuje více než 6 hm. % Al lze tepelně zpracovávat a při této koncentraci dosahuje dobrého poměru mezi pevností a tažností. Pod 6 hm. % jsou slitiny tvárné za studena. Použití za vyšších teplot a odolnost proti creepu je zhoršeno kvůli výskytu intermetalické fáze Mg₁₇Al₁₂, která je při vyšších teplotách nestabilní. Při obsahu 7 až 10 % Al lze slitiny precipitačně vytvrzovat [14].

Dalším nejčastěji přidávaným prvkem je *zinek*, který zvyšuje pevnost a předchází korozi při přítomnosti Fe a Ni. Do obsahu 2 % zlepšuje tvárnost slitin. V kombinaci s Al okolo 7–10 hm. % a 1 hm. % Zn vzniká vnitřní napjatost uvnitř slitiny při změnách teplot a výsledná slitina je náchylná k trhlinám za tepla (**obr. 5**). Při kombinaci s prvky vzácných zemin a thoria vznikají vytvrditelné slitiny s dobrými pevnostními vlastnostmi [14; 15].



Obr. 5 Vliv obsahu zinku a hliníku na výsledných vlastnostech slitiny a jejím použití [16].

Příměsový prvek, který ještě přispívá ke snížení celkové hustoty hořčkových slitin je *lithium*. Vytváří slitiny s hustotou 0,53 g/cm, což odpovídá 30 % hustoty hořčíku. Maximální rozpustnost ve slitinách hořčíku je 5,5 hm. %. Lithium dále zvyšuje tažnost na úkor snížení pevnostních charakteristik [14; 15].

Vápník se přidává do levnějších typů creepu odolných slitin, kde vytváří Al_2Ca a tím nahrazuje fázi $Mg_{17}Al_{12}$. Vápník taky plní funkci dezoxidantu taveniny i při tepelném zpracování. Při obsahu vyšším než 0,3 % zhoršuje svařitelnost. Použití slitin Mg–Zn–Ca je ojedinelé tím, že všechny tři prvky se standardně objevují v lidském těle a slitiny vykazují dobrou biokompatibilitu [14; 15].

Prvky vzácných zemin se přidávají hlavně kvůli možnosti aplikace hořčkových slitin za vyšších pracovních teplot s dobrými creepovými vlastnostmi. Zlepšují slévárenské vlastnosti slitiny snížením rozsahu oblasti tuhnutí a tímto snižují mikroporozitu výsledné slitiny. Do slitin se přidávají v podobě komplexní slitiny Mischmetal, která se skládá 50 % Ce a další La a Nd, nebo jako přírodní směs didymium, které se skládá z 85 % Nd a 15 % Pr [14; 17; 18].

Zvýšení provozní teploty se uskutečňuje přidáním *yttria* (do 300 °C) a *thoria* (350 °C). Yttrium zvyšuje pevnost za zvýšených teplot. Thorium zlepšuje slévárenské vlastnosti a svařitelnost, ale používání se eliminuje kvůli radioaktivním vlastnostem [14; 17; 18].

Mangan se přidává hlavně v kombinaci s dalšími prvky, zejména s Al a tvoří neškodné sloučeniny. Snižuje rozpustnost železa a zvyšuje korozní odolnost ve slané vodě. Maximální rozpustnost Mn je 1,2–2 hm. %, ale nepřidává se větším obsahu než 0,5 %. Ve slitinách Mg–Al a Mg–Al–Zn zvyšuje hodnoty meze kluzu [14; 19].

Pro zjemnění zrna se využívá hlavně *zirkonium*. Této vlastnosti nelze využít ve slitinách legovaných Al a Mn, protože tvoří společně stabilní sloučeniny. Zrno je zjemněno pouze rozpuštěným zirkoniem ve slitinách obsahující zinek, kovy vzácných zemin, thorium a jejich vzájemných kombinací [14; 19].

Zjemnění zrna způsobuje také přidání *stroncia* v Mg–Al slitinách. Stroncium se přidává v malých množstvích od 0,01–0,1 hm. %, ale pozitivně ovlivňuje velikost zrna při malém obsahu Al, při obsahu 3 hm. % Al dosahuje velikost zrna okolo 100 μm . Zvyšuje také odolnost proti creepu a slévatelnost [19; 20].

Pokud výsledný systém obsahuje intermetalické fáze nelze většinou slitiny tvářet a je možné pouze odlévání. Vhodná je tvorba substitučního tuhého roztoku, příměsově zpevnění zlepšuje pevnostní charakteristiky a je zachována tažnost slitiny. Precipitační vytvrzení není hojně uplatňováno jako u Al slitin, proces je složitý kvůli stabilitě tvořících se precipitátů [14; 19].

1.6.2 Příměsově prvky zhoršující vlastnosti Mg slitin

Škodlivé příměsově prvky zhoršují zejména korozní odolnost hořčikových slitin. Zejména obsah železa vyšší než 0,005 hm. %, obsah niklu vyšší než 0,005 hm. % a obsah mědi vyšší než 0,05 hm. % vedou ke zhoršení korozní odolnosti. Přidáním křemíku se také zhoršuje korozní odolnost a houževnatost hořčikových slitin, ale zvyšuje se takto tekutost roztavené taveniny, což se využívá při tlakovém lití [14; 15; 19].

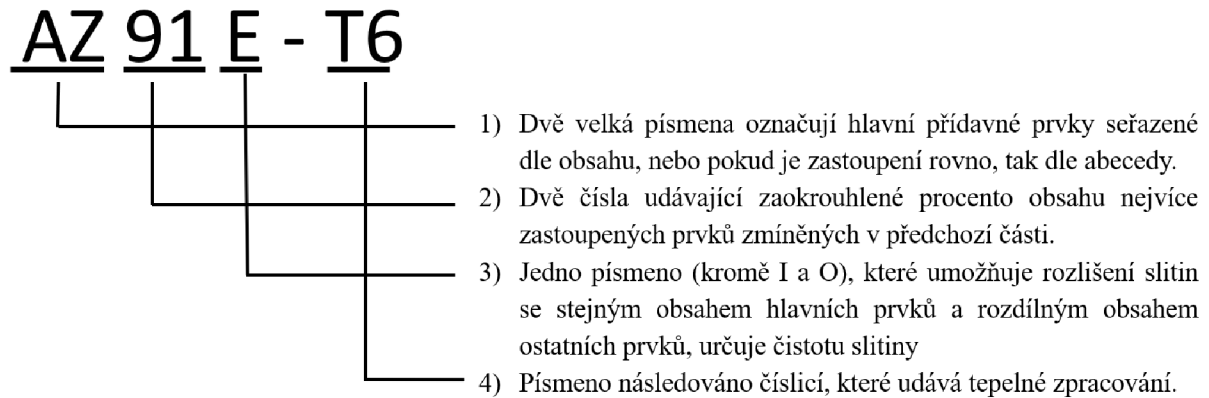
1.7 Slévárenské slitiny hořčíku

Mezi hlavní problémy slévárenských slitin patří mikroporozita a nehomogenita vlastností v celém odlitku. Mikroporozitu a praskavost lze snížit např. přidáním komplexní slitiny Mischmetal. Slévárenské hořčikové slitiny jsou oproti slitinám hliníku využívány na méně napětově i teplotně namáhané aplikace. Slitiny hořčíku mají měrnou pevnost srovnatelnou se slitinami hliníku do 200 °C, poté se začnou rychleji projevovat odpevňovací procesy Al slitin. Aplikace za vyšších teplot jsou umožněny zejména vysokou hodnotou měrného tepla Mg slitin, což způsobuje nižší nárůst teploty výrobku oproti použití Al slitin. Využívá se také jako ochrana proti krátkodobému zvýšení teploty v elektronických přístrojích [4; 6].

V komerčně používaných slitinách se využívají legující prvky Al, Zn, Mn, Zr, Li, Ag, Y, Nd, Si, Cu, Ca a Ce. Hliník a zinek přispívají ke snížení parametrů HCP mřížky a zároveň zvyšují kritické napětí pro skluz a tím mají vytvrzovací účinek, kde hliník má nižší vytvrzovací účinek než zinek nebo neodým, protože hliník tvoří nekoherentní precipitáty $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ na hranicích zrn oproti tvorbě GP zón uvnitř zrna. Malá velikost zrna má vysoký vliv na kalení slitiny a zlepšuje její tažnost [20].

1.7.1 Značení

Nejčastěji se využívá značení hořčíkových slitin dle americké normy ASTM. Označení se skládá ze 4 částí (**obr. 6**):



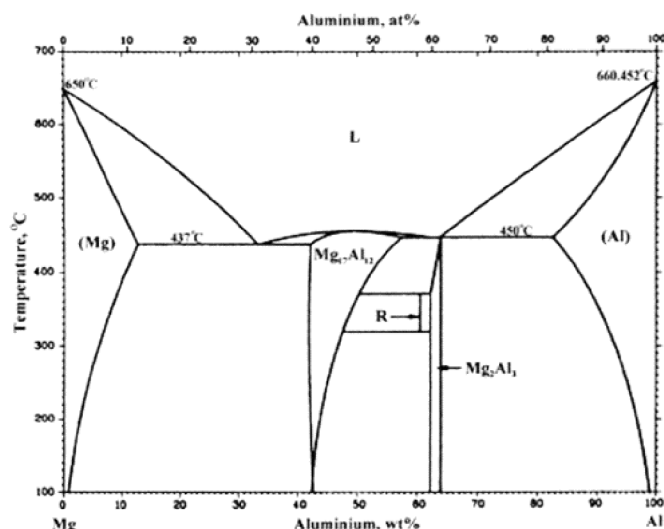
Obr. 6 Příklad označení hořčíkové slitiny. Označení popisuje hořčíkovou slitinu A – hliník, Z – zinek, 9 % hliníku a 1 % zinku, E – odlévání do pískových forem a následně tepelně zpracovaná, T6 – rozpouštěcí žíhání a umělé stárnutí [15].

Evropské značení je popsáno v ČSN EN 1753 a ČSN EN 1754, kde jsou popsány hlavní dva druhy: značení pomocí chemických značek nebo číselného značení. Značení je ve tvaru EN M C XXXXX, kde písmeno M značí hořčík, písmeno C značí odlitek, může být označeno také A (anody) nebo B (ingoty) a šestimístné označení hlavních legujících prvků a jejich obsahů ve slitině. V normě je také celkový přehled značení pro srovnání s americkými, německými, francouzskými a britskými normami [21; 22].

1.7.2 Binární systém Mg–Al

Binární systém Mg–Al (**obr. 7**) je základem nejčastěji používaných hořčíkových slitin. Binární slitiny Al–Mg jsou charakterizovány dobrými slévárenskými a mechanickými vlastnostmi, ale pro komerční použití se pouze dvoufázové slitiny nepoužívají. Nejčastěji se přidává Zn, Mn, Zr a kovy vzácných zemin, podle požadovaných vlastností slitiny [20].

Při zvyšujícím se obsahu hliníku se rozrůstá tuhnutí interval a také dvoufázové pásmo. Pokud slitiny obsahují vyšší obsah hliníku způsobují tvorbu mikrostaženin a ředin při gravitačním lití, kvůli nízkému metalo-statickému tlaku, a proto se pro gravitační lití používají pouze slitiny obsahující méně než 5 % Al [23].



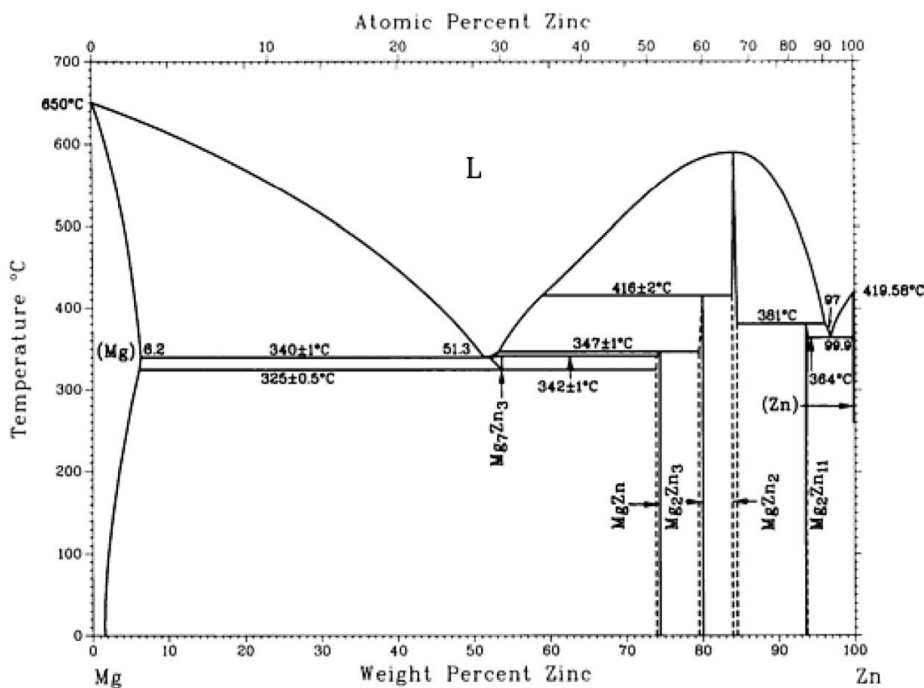
Obr. 7 Binární diagram Mg-Al. Maximální rozpustnost Al v Mg se pohybuje od 2,1 hm. % při pokojové teplotě a až k 12,6 hm. % při eutektické teplotě 437 °C. Eutektický bod nastává při 437 °C a 32,3 hm. % mezi α -Mg fází a β -Mg₁₇Al₁₂. Fáze β - Mg₁₇Al₁₂ krystalizuje v BCC mřížce. Slitiny Mg-Al lze tepelně zpracovávat, ale rozpouštěcí žhání a stárnutí není účinné kvůli precipitaci intermetalické nekoherentní fáze na hranicích dendritických zrn Mg₁₇Al₁₂, která snižuje tvárnost a zhoršuje creepovou odolnost [20; 23; 24].

Mezi morfologií primárního zrna a tvorbou eutektika existuje korelace, protože tvar a velikost primární fáze α -Mg má vliv na velikost eutektické kapsy, která je tvořena během tuhnutí. S ohledem na složení slitiny a chlazení se dají rozdělit různé typy morfologického přechodu eutektika. Změny ve struktuře způsobuje navzájem vliv obsahu hliníku a rychlost ochlazování [20].

Mikrostruktura α -Mg při obsahu 1 hm.% Al má globulární morfologii, ale při zvyšujícím obsahu hliníku přechází na vysoce dendritickou strukturu. Kritická koncentrace obsahu hliníku pro přechod je ovlivněná také rychlostí ochlazování, ale pohybuje se mezi 4–7 hm. % Al. Lamelární a vláknová morfologie se tvoří až při obsahu 12 hm. % Al, což je vyšší obsah Al než v běžně používaných slitinách [20].

1.7.3 Binární systém Mg-Zn

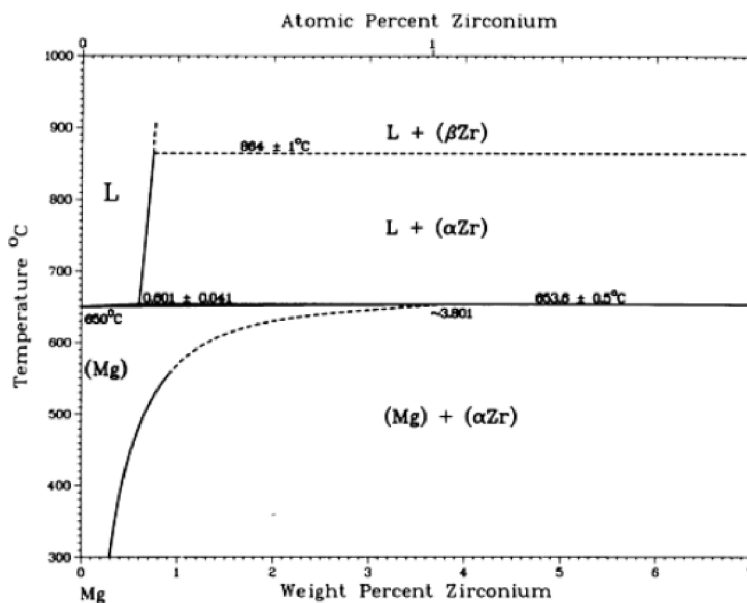
Binární systém Mg-Zn (**obr. 8**) je složitější než binární systém Mg-Al. V binární systému Mg-Zn se nachází pět intermetalických fází Mg_7Zn_3 , Mg_2Zn_3 , $MgZn_2$, Mg_2Zn_{11} , $MgZn$. Eutektická teplota nastává při 340 °C a maximální rozpustnost Zn v hořčíku byla stanovena na 6,2 hm.%. Eutektická reakce probíhá tuhnutím taveniny na směs α -Mg a Mg_7Zn_3 , tato fáze krystalizuje v ortorombické struktuře a je termodynamicky stabilní pouze až okolo 325 °C. Pod touto teplotou se rozkládá podle eutektoidní reakce na α -Mg a MgZn. Krystalická struktura fáze MgZn nebyla dosud přesně stanovena. Pomocí X-ray analýzy ji stanovil Khan na romboedrickou strukturu, ale tato struktura nebyla ostatními potvrzena, protože pomocí TEM a difrakční analýzy byla stanovena na monoklinickou plošně centrovanou strukturu. Vypočítané a experimentálně zjištěné hodnoty se odlišují v konkrétních procentech složení daných fází [14; 24; 25].



Obr. 8 Binární diagram Mg–Zn [24].

1.7.4 Binární systém Mg–Zr

Intenzivně zkoumaná část binárního diagramu Mg–Zr (**obr. 9**) je část bohatá na hořčík (0–1 % Zr). Maximální rozpustnost Zr v hořčíku je 1,042 at. %. Rozpustnost hořčíku v zirkoniu nebyla zatím přesně určena. Část bohatá na hořčík je zakončena peritektickou přeměnou, ale existuje kontroverze okolo existence několika intermediálních fází, protože jejich vznik může být způsoben přítomností nečistot [14].



Obr. 9 Fázový diagram binárního systému Mg–Zr [24].

1.7.5 Nejčastější hořčíkové slévárenské slitiny

Nejčastěji komerčně využívané slévárenské slitiny lze rozdělit do dvou skupin: Mg–Al a Mg–Zr. Zajímavé je spojení Mg–Li, které vytváří superlehké slitiny, ale jejich výroba je velmi složitá. Ostatní slitiny nevykazují použitelné vlastnosti a jsou proto z praktického hlediska zanedbatelné [23].

1.7.5.1 Slitiny Mg–Al

Slitiny na bázi Mg–Al patří mezi nejstarší využívané slitiny hořčíku, které využívají zpevňující efekt přidáním hliníku. Nejvyššího zpevnění slitiny dosahují při obsahu 10 % Al, a poté následně prudce klesá jejich pevnost a tažnost. Proto se vyšších obsahů hliníků nevyužívá.

Nejčastěji používané jsou slitiny AZ, např. (AZ91, která obsahuje 9 % Al a 1 % Zn). Vykazuje výbornou zabíhavost a tedy má výborné slévárenské využití při odlévání tenkostěnných profilů a komplikovaných tvarů [23].

Není snadné dosáhnout dostatečného zjemnění zrna, což má výrazný vliv na dosahované mechanické vlastnosti těchto slitin. Sice dosahuje velmi dobré pevnosti, ale horší tažnosti a rázové houževnatosti, kde se tyto mechanické vlastnosti dále zhoršují s teplotou vyšší než 120 °C. Velikost zrna se hlavně odvíjí od použité metody výroby odlitku, při vysokotlakém lití je rychlost ochlazování dostatečně rychlá a tvoří se jemnozrná struktura, ale při odlévání do pískových forem může vznikat hrubozrná struktura při přechodech mezi odlišnými tloušťkami profilů stěn [23].

Další skupinou jsou slitiny obsahující mangan jako legující prvek (0,2–0,6 % Mn), které mají snížený obsah hliníku – například AM20. Dosahují tedy nižších pevností, ale vyšší tažnosti a houževnatosti. Slitiny lze využít pro výrobky s vysokými nároky na bezpečnost zejména v automobilním průmyslu na výrobu volantů, sedadel a armatur řízení [23].

Pokud je požadováno využití při vyšších teplotách a lepší mechanické vlastnosti, používá se jako legující prvek křemík v obsahu 0,5–1,5 % - například AS21. Křemík zde tvoří intermetalickou fázi Mg₂Si, která je vysoce stabilní za zvýšených teplot [23].

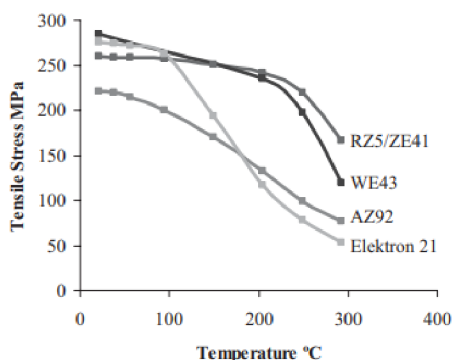
Při použití za teplot nad 200 °C je nutné legovat kovy vzácných zemin (Ce, Nd, Pr, Th, Y). Přidáním se zvýší creepová odolnost slitin, ale současně dojde ke zhoršení slévárenských vlastností. Takto legované slitiny lze gravitačně odlévat do pískových nebo kovových forem. Legování kovy vzácných zemin také zvyšuje cenu slitin [23].

1.7.5.2 Slitiny Mg–Zr

Tato skupina není tak dlouho známá, avšak její vlastnosti a korozní ochrana je během posledních let hojně zkoumána. První komerčně známá slitina legovaná Zr byla vytvořena v roce 1945 pod názvem Zirmax. Hlavním důvodem legování zirkoniem je vysoce zjemňující efekt na velikost zrna i při přidání malého množství (pouze 0,6 % Zr) lze dosáhnout při odlévání do písku zrna o velikost okolo 80 μm. Zjemnění zrna není výrazně ovlivněno rychlostí ochlazování, a tedy se tvoří stejná velikost zrna napříč celým výrobkem a lze dosáhnout velmi jemné struktury i při technologiích s pomalejší ochlazovací rychlostí [26; 27].

Dříve se přesněji nevědělo, jakým způsobem legování zirkoniem zjemňuje strukturu. Dnes je však již dokázáno, že zrno zjemňuje rozpustná i nerozpustná fáze Zr. Rozpuštěné Zr může být rychle spotřebováno železem, které se při odlévání uvolňuje z nádoby (obzvláště při vysokých teplotách). Obsah rozpuštěného Zr ve slitině je také ovlivněn složením hořčikové slitiny s obsahem Zn, protože Zn a Zr tvoří stabilní intermetalické fáze při obsahu okolo 4 % Zn. Zirkonium má vysokou cenu a jeho přidáváním se rapidně zvyšují náklady na výrobu výsledného materiálu, proto se dnes zkoumá tento hlavní mechanismus zjemňování zrna, aby se mohl snížit jeho celkový přidávaný obsah [26].

Do této skupiny spadají slitiny, které lze použít při vyšších pracovních teplotách (**obr. 10**), jako jsou Elektron RZ5 (4 % Zn, 1,3 % kovy vzácných zemin, 0,6 % Zr, pracovní teplota do 150 °C), Elektron WE43 (4,3 % Y, 2,3 % Ne, 1 % kovy vzácných zemin, 0,6 % Zr, pracovní teplota do 250 °C), ZE41 (3,5 % Zn, 0,8 % kovy vzácných zemin, 0,4 % Zr, pracovní teplota do 150 °C), nebo také Elektron 21 (2,8 % Ne, 1,4 % Ga, 0,3 % Zn, 0,5 % Zr, pracovní teplota do 200 °C) [26].



Obr. 10 Vliv zvyšující se teploty na mez pevnosti pro hořčikové slitiny [28].

1.8 Tavení hořčikových slitin

Tavení hořčíku se provádí v nepřímě zahříváních kelímcích, které jsou podobné při tavení hliníkových slitin. Materiál pro výrobu kelímku musí být volen dle chemické reaktivity hořčíku, ale oproti hliníku nedochází k reakcím s železem, a tedy lze použít kelímky vyrobené z uhlíkových ocelí (max. 0,12 % C) s velmi nízkým obsahem niklu a mědi (max. 0,1 %). Z vnější strany mohou být kelímky chráněny žáruvzdornou ocelí [6; 23].

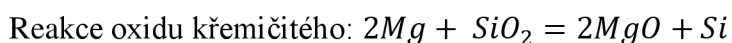
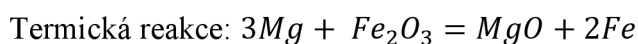
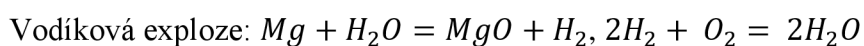
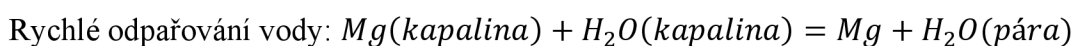
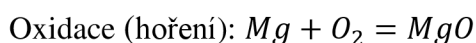
Do tavicích kelímků jsou vkládány ingoty hořčikových slitin, které jsou následně tavené pod ochranou atmosférou. Během tavení lze přidat předehřáté předslitiny, které jsou legovány požadovanými prvky, protože předehřev zabrání reakci roztaveného kovu se studeným kusem předslitiny. Použití ochranné atmosféry během tavení hořčikových slitin je nutné, kvůli vysoké afinitě hořčíku ke kyslíku. Vysoká reaktivita vede ke vzniku oxidace a následnému hoření. K hoření hořčíku dochází v rozmezí teploty tavení, a proto je nutné používat ochranu atmosféru nebo zásyp rafinační soli, aby se zabránilo průniku kyslíku přes uvolněné propustné oxidy vytvořené na povrchu roztaveného hořčíku. Vznikající oxidické sloučeniny, které nevyplouvají na povrch taveniny, jako je tomu u slitin hliníku, ale zůstávají uvnitř kvůli shodné hustotě s taveninou a znečišťují ji [6; 23].

Roztavený kov se poté nalévá z kelímku nebo ručně přímo do odlévacích forem. Nejdůležitější při přenosu roztaveného hořčíku je dosažení co nejvíce plynulého lití, aby se zabránilo oxidaci a minimalizoval se vznik oxidických plen a inkluzí v konečném odlitku [6].

Při použití zásyvu z rafinačních solí se tvoří kal s poměrně nízkou tepelnou vodivostí na dně tavicího kelímku. Pokud nedochází k dostatečnému odstraňování dochází na spodní části k vysokému přehřívání. Proto je nutné kelímky po každé tavně čistit a sledovat jejich celkové opotřebení [6].

1.8.1 Probíhající reakce při tavení hořčíku

Roztavený hořčík je velmi reaktivní, protože má vysokou afinitu ke kyslíku. Reaguje s kyslíkem, tak i se sloučeninami obsahující kyslík. Reakce probíhají exotermicky – při reakcích vzniká energie ve formě tepla. Celkem probíhá 5 různých reakcí [29]:

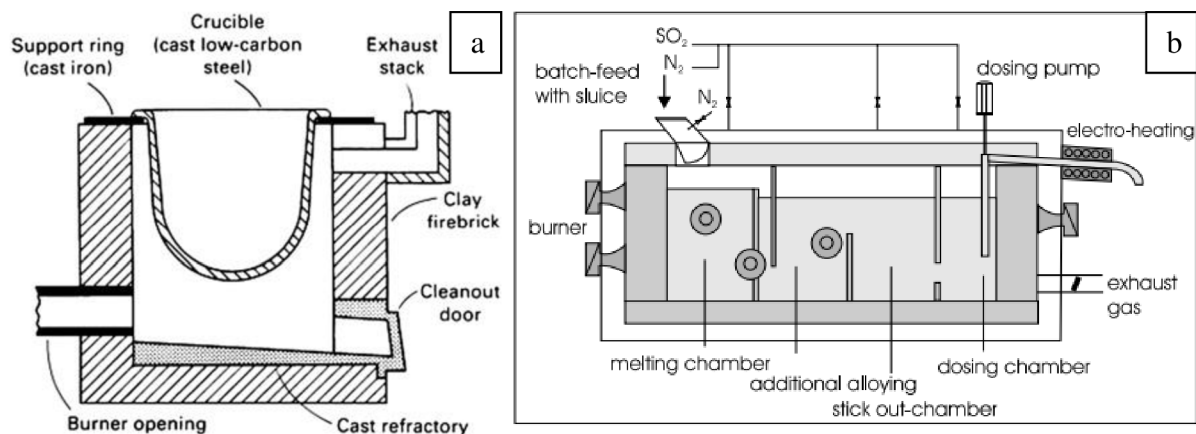


Hořčík nereaguje pouze s oxidem křemičitým, ale se všemi oxidy, které jsou obsažené ve žáruvzdorné složce formovací směsi. Kvůli těmto reakcím není vhodné používat tavicí žáruvzdorné kelímky na bázi oxidů [29].

1.8.2 Tavicí pece pro slitiny hořčíku

K tavení se používají hlavně indukční a elektrické odporové pece (**obr. 11a**). Vhodnější jsou pece odporové kvůli minimální manipulaci s taveninou a snadné regulaci teploty. Hořčík se ve formě ingotů vkládá do tavicích kelímků. Tavicí kelímky se používají v různých velikostech od 30 do 910 kg. Při tavení hořčíku je velmi důležitá teplota, která je sledována pomocí termočlánků umístěných permanentně v peci. Termočlánky měří hodnoty teplot pro jednotlivé fáze tavicího procesu. Termočlánky musí být uloženy v ochranném obalu nejlépe z korozivzdorné oceli s kontrolovaným obsahem niklu [6; 23].

V praxi se také mohou využívat pece více komorové – nejčastěji dvou a tři (**obr. 11b**). Komory jsou od sebe navzájem oddělené sifonem a umožňují urychlení a usnadnění celého procesu. První komora je určena pro samostatné tavení hořčíku a do ní se vkládá přehřátá vsázka. Druhá komora slouží k ustálení taveniny a z poslední komory vychází tavenina ven, kde se musí opět tavenina chránit proti vzdušné atmosféře. Tavenina se z pece nejčastěji dostane vyčerpáním pomocí pumpy (elektromagnetické nebo ponorné rotační). Trubka, která je určena pro transport taveniny, bývá kvůli eliminaci tepelných ztrát tepelně izolována [23].



Obr. 11 Schéma elektrické odporové pece a) jednokomorové b) vícekomorové [5; 12].

1.8.3 Ochrana hořčíku proti hoření

Při tavení i při manipulaci s roztaveným hořčíkem musí být zajištěna ochrana proti oxidaci a hoření taveniny. Na hašení nelze použít vodu, pěnu ani tetrachlór. Existují dva způsoby ochrany proti hoření roztaveného hořčíku – zásyp tavidlem (flux) a využití ochranné atmosféry. Při použití tavidla dojde k vyloučení kyslíku z roztaveného hořčíku. Proces se používá pro vybrané slitiny (např. Elektron 21) případně při nižších objemech taveného hořčíku. Druhy zásypů se dělí na dva typy – obsahující hliník nebo zirkonium. Výběr se provádí dle chemického složení použité hořčíkové slitiny [6; 30].

1.8.3.1 Ochrana povrchu zásypem tavidla

Eutektické složení směsi $MgCl_2$ a KCl tvoří nízkoteplotní tavidlo, což je důležité pro lepší smáčení mezi tavidlem a roztavenou slitinou. Vyšší obsah $MgCl_2$ ve směsích způsobuje snížení mezifázového napětí taveniny. Předpokládá se, že použitá směs tvoří chlorid hořečnatodraselný ($KMgCl_3$), který tvoří ochrannou vrstvu roztaveného kovu. $MgCl_2$ absorbuje MgO a vytváří $MgCl_2 \cdot MgO$, což zlepšuje a usnadňuje tavicí proces. KCl snižuje celkovou viskozitu taveniny a zlepšuje tím návaznost s krycí vrstvou a roztaveným kovem a tím brání oxidaci. Smáčivost mezi kovem a tavidlem zlepšuje také přidání MgF_2 , NaF , KF , protože dojde k snížení povrchového napětí [6; 30].

Před procesem čištění dochází k slabému odstředění pro podporu odstranění tavidla, které obsahuje nežádoucí oxidy a chloridy, které mohou negativně ovlivnit korozní odolnost. Po čištění se nejčastěji roztavený kov zapráší sírou pro minimalizaci oxidace [6; 30].

1.8.3.2 Ochrana pomocí plynné atmosféry

Druhým způsobem ochrany proti oxidaci hořčíku je využití tavení v plynné atmosféře tvořené ochrannými plyny. Ochranný princip je připisován tvorbě filmu obsahující MgO a MgF_2 , který vzniká na základě přítomnosti plynů nesoucích fluor, který zvyšuje adhezi mezi MgO a taveninou. Nejdříve byl používán jako ochranný plyn oxid siřičitý (SO_2), ale kvůli vysoké toxicitě se již při procesu nepoužívá, zejména kvůli ochraně zdraví pracovníků při výrobě. Později se začala využívat směs vzduchu a hexafluoridu síry (SF_6), nebo směs vzduchu a CO_2 společně s SF_6 a také inertních plynů (argon, dusík). Ve směsi se vyskytuje hexafluorid síry v nízkých koncentracích okolo 1,7 – 2 %. Plyn se drží nad hladinou kovu

a nemá tendenci k samovolnému úniku. Přesné složení ochranných směsí záleží dle použité technologie výroby a konkrétní hořčikové slitině. Změny v chemickém složení atmosféry musí být monitorovány a upravovány dle potřeby pro správné nastavení ochranné atmosféry. Vzduch používaný ve směsích musí být dostatečně vysušen – nesmí přesahovat 0,1 obj. % H₂O [6; 30].

Využitím ochranné atmosféry se eliminuje tvorba kalu a usazování na dně tavicího kelímku, což vede ke snížení ztrát materiálu při tavení hořčiku. Proto se využití ochranných atmosfér začalo hojně využívat, avšak s ohledem k životnímu prostředí bylo potřeba nahradit hexafluorid síry, který se řadí mezi velmi těžké skleníkové plyny – pro porovnání se vzduchem je 5krát těžší. Jedná se o plyn, který je bez zápachu, inertní a chemicky stabilní – dosahuje jedné z nejnižších reaktivit [6; 30; 31].

Ke komerčně využívaným náhradním alternativám dnes již nařízením EU zakázaného SF₆ patří atmosféry obsahující nejslibnější NovacTM612, HFC–134a, fluorované ketony, zředěný SO₂ a technologie využívající pevný CO₂, BF₃, SO₂F₂, kde ale může docházet k tvorbě vedlejších toxických produktů. Při legování hořčikových slitin kovy vzácných zemin se snižuje oxidace při tavení hořčiku [6; 30; 31].

Při tavení bez krycích solí se na hladině roztaveného kovu tvoří vrstva oxidů, která musí být pravidelně odstraňována podle konstrukce, celkové těsnosti pece a podle čistoty vsázkových surovin. Pokud je tavený materiál čistý, může být snížena frekvence čištění oproti tavení vratného materiálu, kdy musí být kontroly prováděny častěji. Seshbíraná struska stejně jako samostatný hořčík má vysokou tendenci k hoření, a proto je nutné strusku vkládat do nádoby vyplněné ochrannou atmosférou, než dojde k vychladnutí strusky na nižší teplotu, při které již struska není reaktivní. Na manipulačním nářadí může také docházet k hoření zbytků hořčiku, a proto dochází k mechanickému otlučení zbytků hořčiku nebo může být čištění prováděno pomocí 10 % vodného roztoku HCl [23].

1.9 Technologie výroby

Nejčastější technologií výroby hořčikových slitin je tlakové lití. Tímto způsobem vznikají odlitky s vysokou rozměrovou přesností a dobrou kvalitou povrchu. Tlakové lití podporuje také nízká reaktivita s ocelovými formami oproti odlévání slitin hliníku. Formy dosahují vyšší životnosti a lze také tvarovat formy s menšími úkosy a tím zpřesnit rozměry výsledného odlitku [4].

1.9.1 Tlakové lití hořčikových slitin

Způsob odlévání pomocí tlakového lití je velmi výhodný pro hořčikové slitiny a umožňuje vyrobít odlitky s výbornými vlastnostmi s tenkými stěnami (1–1,5 mm), což snižuje množství použitého materiálu a tím i cenu odlitku. Porovnání parametrů tlakového lití hořčikových slitin a slitin hliníku je popsáno v **tab. 2**. Tlakové lití se využívá hlavně pro součástky pro automobilový průmysl. Proces se rozděluje na dvě části: lití s teplou a studenou komorou. Obecně lze říct, že součásti pod 1 kg jsou vyráběny v teplé komoře a těžší součástky v komoře studené [5; 12].

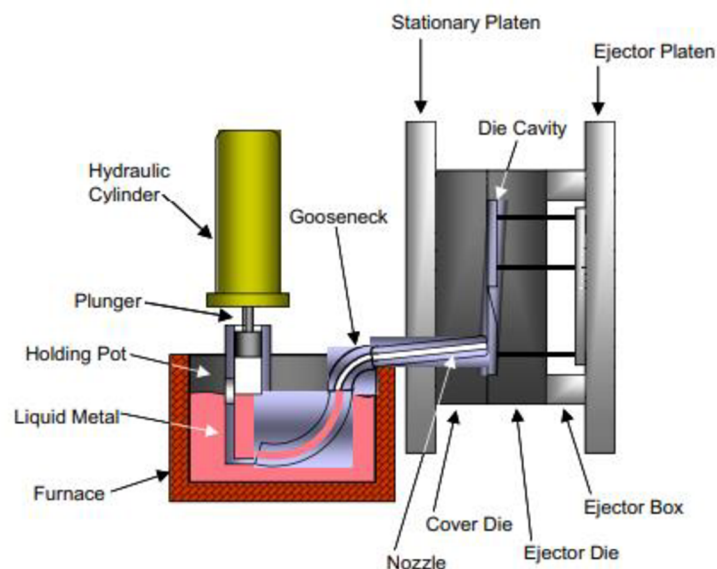
Tab. 2 Srovnání parametrů při tlakovém lití hořčíkových a hliníkových slitin [12]

| Materiál | Mg slitiny | Al slitiny |
|------------------------------|-------------|-------------|
| Přesnost, tolerance[mm] | $\pm 0,001$ | $\pm 0,002$ |
| Minimální tloušťka stěny[mm] | 0–1,5 | 2–3 |
| Obrobitelnost | Výborná | Dobrá |
| Svařitelnost | Dostačující | Dobrá |

1.9.1.1 Tlakové lití s teplou komorou

Při tlakovém lití s teplou komorou (**obr. 12**) je roztavený kov udržován v uzavřeném ocelovém kelímku pod ochranou atmosférou. Je snadné kontrolovat množství roztaveného kovu, pomocí ponořeného tzv. „husího krku“ v roztaveném kovu. Hydraulickým pístem dojde ke stlačení roztaveného kovu, který je následně vstříkovan tryskou do části formy. Tryska je zahřívána na teplotu okolo 400–500 °C kvůli ochraně před ochlazením roztaveného kovu. Tryska je většinou udržována stále naplněná kvůli urychlení provozního času [12].

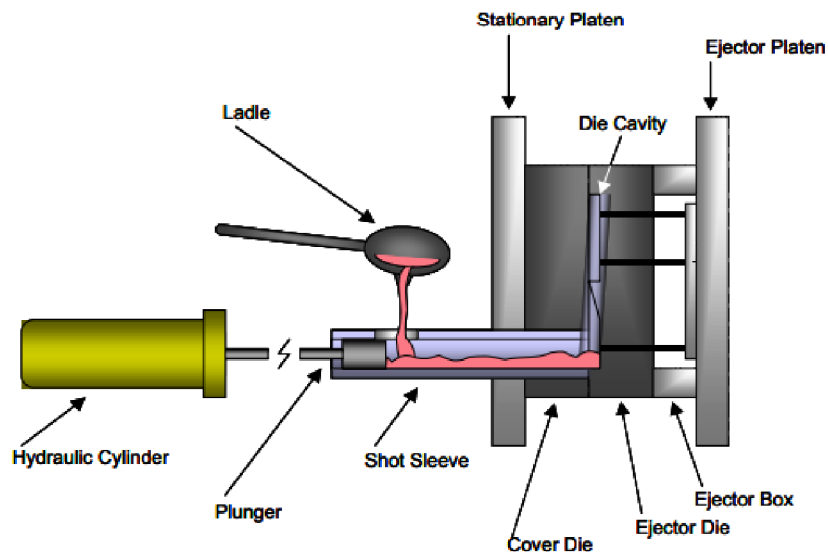
Hlavní výhodou procesu s teplou komorou je zabránění kontaktu se vzduchem a tím zabránění následné oxidaci. Kvůli nereaktivním pochodům hořčíku s ocelovými nádobami může být po celou dobu procesu uchován v ocelových kelímcích a tím je zabráněno možné oxidaci. Aplikovaný tlak při procesu lití je nižší než při procesu se studenou komorou a tím je omezena i velikost výsledných odlitků. Hlavním omezujícím faktorem je právě zvýšená teplota, která společně s tlakem působí na trysku a další součásti stroje. Nejčastěji vyráběnými díly pomocí procesu s teplou komorou jsou malé části do automobilů – volant, pouzdro airbagů, nebo obaly pro elektroniku – mobilní telefony a notebooky [12].

**Obr. 12** Schéma pece pro vysokotlakové lití s teplou komorou [12].

1.9.1.2 Tlakové lití se studenou komorou

Při procesu tlakového lití se studenou komorou (**obr. 13**) se roztavený kov plní pomocí ručního nabírání, nebo pomocí pumpy. Roztavený kov je následně pístem rychle vstříkován do formy, kde dochází k tuhnutí pod vysokým tlakem okolo 35–140 MPa. Odlitek je po ztuhnutí vysunut a oddělen od vtokové soustavy. Celý proces trvá pouze 1 min a tím se eliminuje doba pobytu na vzduchu roztaveného kovu a nedochází k oxidaci [12].

Proces je finančně výhodný pro velké objemy materiálů zejména pro použití ve velkovýrobách v automobilovém průmyslu. Výsledný materiál dosahuje velmi jemnozrnné struktury kvůli vysoké rychlosti tuhnutí (100–500 °C/s). Mezi výrobky vyráběné tímto procesem řadíme v automobilovém průmyslu – volanty, bloky motorů a rámy sedadel [12].



Obr. 13 Schéma pece pro vysokotlakové lití se studenou komorou [12].

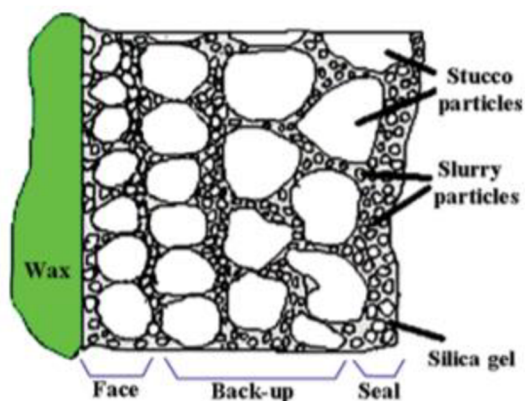
1.9.2 Přesné lití hořčíkových slitin (investment casting)

Odlévání slitin hořčíku metodou vytavitelného modelu, známé také jako přesné lití, se využívá pro výrobu složitých tvarových komponent bez následné nutnosti obrábění (near-net-shape). Termín, investment casting, vychází z použité technologie procesu, kdy se na voskový model postupně nanáší keramická hmota tvořící lící formu. Tento způsob je brán jako pokrok pro výhodnější ekonomickou výrobu hromadně vyráběných složitých komponent zejména pro letecký průmysl. Vývoj metody začal v druhé polovině 20. století [32].

1.9.2.1 Proces přesného lití

Proces na **obr. 15** začíná výrobou vytavitelného modelu většinou z vosku. K tomuto modelu se vytvoří další modely, které se seskládají dohromady a společně s vtokovou soustavou vytvoří lící stromeček konečného odlitku. Na vytvořený voskový model se nanáší keramický povlak, aby došlo k vytvoření pevné formy. Vytvoření skořepiny z keramického materiálu je považováno za jeden z nejkomplicovanějších a nejtěžších kroků tohoto procesu. Keramický povlak vzniká ponořením voskového modelu do formovací směsi, která se skládá hlavně z velmi jemně namletých žáruvzdorných materiálů a pojiva. Chemické složení má významný vliv na výsledné vlastnosti – vysoká chemická stabilita použitých materiálů je nutná kvůli

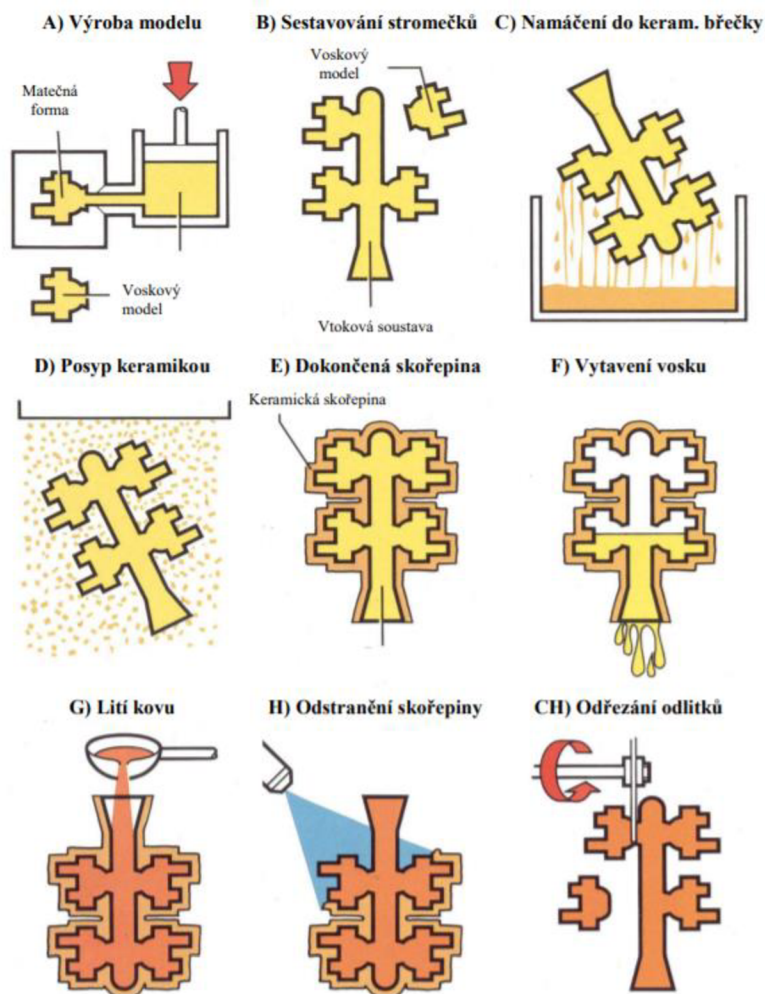
zamezení reakce mezi formou a roztaveným kovem. Důležitá je kontrola viskozity a vstupní složky keramické břečky, aby nedošlo k narušení formy během odlévání. Keramická vrstva se vytvoří vícenásobným namočením do keramické břečky, po jednom namočení dojde k důkladnému vysušení a poté se může tento cyklus opakovat. Aby došlo k preciznímu vytvoření keramické skořepiny, tak následuje ještě posyp suchým pískem, aby došlo k vytvoření záložní ochranné vrstvy, která má bránit proti praskání a také minimalizovat napětí při sušení pomocí distribuce lokálních koncentrátů napětí pro sušení. Způsobuje také drsný povrch, který podporuje mechanické spojení vrstev. Tento proces se opakuje do doby, než se vytvoří pevná skořepina pro odlévací formu, která splňuje požadovanou tloušťku a pevnost pro odolnost proti rozpínání vosku během vytavování voskového modelu a také odolnost proti roztavenému odlévanému kovu. Tloušťka stěny se pohybuje okolo 5–8 mm, záleží na velikosti odlitku. Po dosažení požadované tloušťky se nanáší finální vrstva, která váže zbývající částice k povrchu formy a vytváří hladký povrch, který usnadňuje manipulaci s formou a také formu zpevňuje. Celé složení vrstev formy je znázorněno na **obr. 14** [32].



Obr. 14 Schématické rozdělení složení keramické skořepky formy pro přesné lití [32].

Dalším krokem je vytavení modelu, při kterém dojde k vyhoření vosku, ke kterému se používá parní autokláv, který zajistí rychlé zahřátí, aby nedošlo k porušení formy. K vytavení je potřeba dosažení teploty okolo 167–195 °C. Správně nanesená keramická vrstva a také možné sušení formy před vytavením po dlouhou dobu (16–48 h) pomáhá k zvýšení pevnosti formy a předchází jejímu praskání [32].

Před nalitím roztaveného kovu se uskutečňuje žihání formy při teplotě 850–1000 °C kvůli odstranění volné i chemicky vázané vody a odstranění posledních zbytků nežádoucích částic materiálu. Vyžiháním formy je dosahováno její propustnosti, aby docházelo k odchodu plynů přes její stěnu. Propustnost skořepiny klesá se zvětšující se tloušťkou stěny. Přehřev formy je důležitý pro zamezení vzniku tepelného šoku a následného prasknutí formy. Po odlití roztaveného kovu do formy se následně mechanicky odstraní keramická skořepina, poté dojde k odřezání jednotlivých odlitků a jejich následné kontrole [32].



Obr. 15 Fáze procesu přesného lití [33].

1.9.2.2 Materiály pro výrobu formy pro přesné lití hořčkových slitin

Materiál pro výrobu vytavitelné části modelu je nejčastěji směs několika materiálů – přírodní uhlovodíkové vosky, přírodní esterové vosky, syntetické vosky, přírodní a syntetické pryskyřice, organická plniva, barviva a voda. Vhodná kombinace použitých materiálů ve směsi vede ke zlepšení vlastností formy pro přesné lití. Parafín a mikrokryalické vosky patří mezi nejoblíbenější materiály, které v jejich kombinaci zlepšují vlastnosti pro výrobu přesných tvarů modelu. Přidáním malého množství polymerů – polyethylen, ethylvinylacetát, ethylen vinylakrylát, nylon a ethylcelulóza se zlepšuje pevnost a zároveň houževnatost použitého vosku [32].

Materiály na nanášení vrstvy na voskový model jsou tvořeny ze tří částí: žáruvzdorná složka, pojivo a přísady. Mezi žáruvzdorné materiály se nejčastěji používají oxid křemičitý (SiO_2), zirkon ($ZrO_2 \cdot SiO_2$) a hlinitokřemičitany ($Al_2O_3 \cdot SiO_2$) a tvoří základ keramické břčky. Pro přípravu keramické břčky pro reaktivní slitiny se využívají hlavně grafit, ZrO_2 a Y_2O_3 . Velmi jemnozrnné žáruvzdorné materiály se používají jako první krycí vrstvy, oproti hrubším materiálům – molochit, šamot – které tvoří vrstvy záložní. Materiály na bázi křemíku (koloidní oxid křemičitý, ethylsilikát a křemičitan sodný) – tvoří hlavní funkci pojiva suspenze.

Celkové složení keramické břechky je tvořeno z 60–80 % žáruvzdorného materiálu, 5–10 % pojiv a 15–30 % kapaliny [32].

Komerčně využívané materiály pro výrobu skořepin pro přesné lití lze rozdělit na dvě skupiny – zirkon-aluminosilikátové skořepiny a skořepiny z pojiva bez přidaného oxidu křemičitého. Formy na bázi zirkon-aluminosilikátu mají dodatečné těsnění povrchu z venkovní strany a tím dochází ke snížení reakce tavenina – forma. Těsnění je způsobené nanesením porcelánové vrstvy na plášť formy a následně se před odléváním proplachuje forma pomocí SF_6 . V druhém typu forem se jako pojivo používá zejména $Zr(CO_3)_3(NH_4)_2$ a žáruvzdorný materiál oxid zirkoničitý. První způsob je více využíván kvůli nižší ceně použitých materiálů [29].

1.9.2.3 Reakce mezi roztaveným hořčíkem a formou

Hlavním problémem při procesu přesného lití je vysoká reaktivita hořčíku, která způsobuje oxidaci samostatného roztaveného kovu, a hlavně reakce mezi roztaveným kovem a formou. Základní problémy procesu jsou [32]:

- Uvolňující se materiál z formy po naplnění roztaveným kovem.
- Reakce mezi taveninou a formou, která způsobuje ztenčení tloušťky stěny formy.
- Uvolňující se materiál z formy a jeho reakce s taveninou.
- Reakce mezi roztaveným kovem s atmosférou ve formě.
- Reakce produktu reakce (tavenina – atmosféra) s formou.
- Pronikání taveniny do formy, což vede ke zhoršení kvality povrchu odlitku.
- Reakce ztuhlého kovu s atmosférou.

Výše zmíněné problémy jsou v posledních letech hlavními body výzkumu procesu přesného lití hořčíkových slitin a jejich řešení by vedlo k většímu nárůstu používání hořčíkových slitin zejména v automobilovém a leteckém průmyslu. Výsledky vědeckých prací se úplně neshodují v prezentovaných výsledcích a některá řešení nejsou zcela využitelná pro běžný průmysl, hlavně po ekonomické stránce [32].

Bylo zjištěno, že použití pojiva, které neobsahuje oxid křemičitý, vede k vytvoření velmi stabilní lící formy kvůli potlačení reakce mezi roztaveným kovem a formou. Využit lze také méně aktivní materiály ve formovací směsi, nízká reaktivita byla prokázána u MgO a yttria, které je ale velmi drahé, a proto pro komerční využití je lepší varianta aplikovat MgO . K potlačení reakce mezi kovem a formou lze využít také inhibitory, avšak i tak nedojde k úplné eliminaci této reakce [32].

K ochraně procesu slouží kontrolování atmosféry uvnitř formy pomocí proplachování formy ochrannými plyny před nalitím roztaveného kovu. Proces je silně závislý na konkrétním složení plynů v ochranné směsi a také na konkrétním složení formy a odlévaného kovu [32].

Reakce kov – forma je zesilována zvyšující se teplotou předehřevu formy a teploty odlévání. Snížením této teploty se sníží také vliv reakce forma – kov, ale dojde k negativnímu vlivu na vlastnosti odlitku (nezaběhnutí a studený spoj) zejména v tenkých partiích odlitků [32].

Roztavený hořčík také reaguje se žáruvzdorným materiálem, reaktivita se liší podle hodnoty formační volné Gibbsovy energie. Čím je vyšší záporná hodnota volné energie žáruvzdorného prvku, tím méně reaguje s hořčíkem. Experimentálně byla zjištěna posloupnost snižující se reaktivity materiálů CaO , $ZrSiO_4$, Al_2O_3 , $CaZrO_3$ [34].

1.9.3 Lití do pískových forem

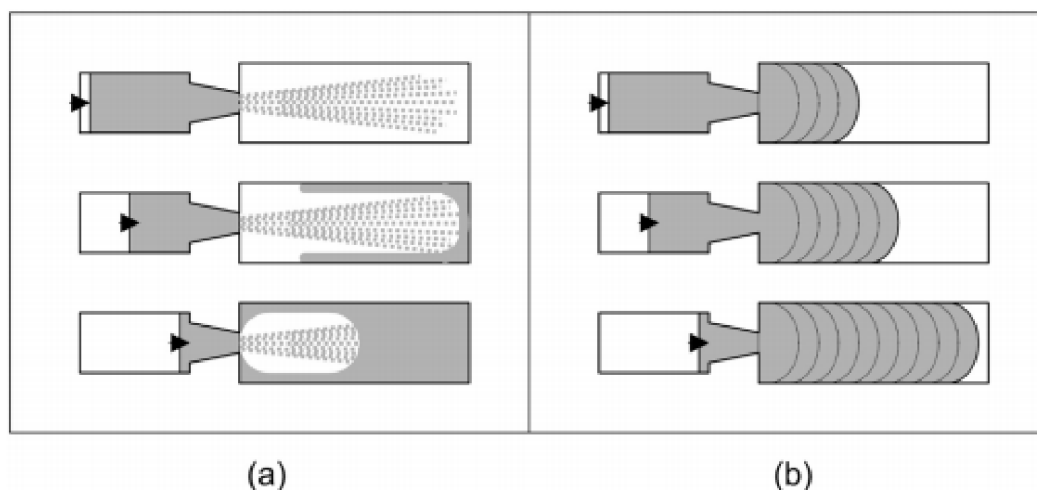
Způsob odlévání do pískových forem má širokou škálu použití, lze odlévat i velmi malé součásti až po velmi objemné kusy. Hlavním úkolem při lití do písku je zmírnění reakce kov – forma. Eliminace reakce je dosahováno přidáním vhodných inhibitorů do pískové směsi pro výrobu formy a jader. Nejčastější inhibitory jsou na bázi síry, kyseliny borité, fluoridu draselného a fluorokřemičitanu amonného, buď jednotlivě nebo v různých kombinacích. Množství inhibitorů je určeno obsahem vlhkosti v písku. Při samotném procesu lití se zabraňuje oxidaci zasypáváním proudu kovu sírou. Při odlévání do pískových forem nastává problém se špatným dosazením kovu při tuhnutí způsobeným širokým intervalem tuhnutí a nízkým dosahovaným tlakem při odlévání [6; 23].

Původně se používala metoda označovaná jako zelený písek (green-sand method). Označení neznamená zbarvení písku, ale odpovídá použití písku ve vlhkém stavu a forma není vysušena. Využívá se většinou přírodní jíl a bentonit, tyto složky jsou smíchány s vodou nebo může být přidán diethylenglykol, který snižuje množství použité vody a zároveň chrání formu před vyschnutím. Obsah vody se pohybuje mezi 2–4 %, což je důvodem pro vysoký obsah použitých inhibitorů. Množství inhibitorů ovlivňuje také druh slitiny, teplota odlévání a celková konstrukce a tloušťka stěn odlitku. Zvyšující se lící teplota způsobuje vyšší reaktivitu a tím je nutné přidat více inhibitorů. Metoda zeleného písku se dnes stále využívá zejména z ekonomického hlediska. Použitý písek lze znova použít po správném odstranění vlhkosti a přidaných inhibitorů. Formovací písky musí mít vysokou propustnost kvůli snadnému průchodu plynů z formy. Hrubé písky mají výbornou propustnost, avšak mají horší slévárenské vlastnosti zejména výslednou kvalitu povrchu odlitku. Přírodní písky mají dostačující vlastnosti pro odlévání malých forem. Lepších a stabilnějších výsledků dosahují syntetické směsi písku – tříděný křemičitý písek s pojivem různých druhů bentonitu. Ale i při použití syntetických směsí není možné dosáhnout vysokých přesností a velmi jemného povrchu výsledného odlitku. Výsledná struktura je často velmi hrubozrná, ale strukturu je možné zjemnit použitím očkovačla $FeCl_3$ [6; 23].

1.9.4 Další metody odlévání hořčíkových slitin

Thixocasting je proces polo-tekutého lití bez následných nutných úprav odlitku. Základní surovinou tohoto procesu je hořčíková slitina ve formě kovových granulí, která postupně prochází upraveným stojem pro injekční vstříkování. Zvýšením teploty dojde materiál do polotekutého stavu za vysoké smykové rychlosti míchání. Polotekutá směs se skládá zejména z kulatých tuhých částic uložených v tekuté matici. Takto upravený materiál je poté vstříkován do předehřátých kovových forem. Metoda dosahuje nízké porozity a zlepšuje únavové vlastnosti. Hlavní nevýhodou procesu je vyšší cena kvůli surovině ve formě granulátu [12].

Squeeze casting se dělí na dva možné způsoby provedení – přímý a nepřímý (**obr. 16**). Při nepřímé metodě se využívá stroje pro vysokotlaké lití ve vertikální pozici. Přímá metoda se podobá kování v uzavřené formě a probíhá v horizontální pozici. Působení pístu na nálitek je uplatňováno ještě před ztuhnutím kovu ve formě, tímto dochází k minimalizaci staženin. Metoda je vhodná pro odlitky s odlišnými tloušťkami stěn. Při tomto procesu dochází k minimalizaci turbulencí při odlévání hořčikových slitin a proces tuhnutí probíhá za vysokého tlaku (okolo 100 MPa). Výsledná struktura je jemnozrnná a obsahuje nízký obsah intermetalických fází [12].



Obr. 16 Srovnání proudu plnění kovu při a) konvenčním tlakovém lití b) nepřímé metodě squeeze casting [12].

1.10 Čistota hořčikových slitin, výskyt inkluzí

Hořčikové slitiny obsahují až 20krát více inkluzí oproti hliníkovým slitinám kvůli vysokému oxidačnímu potenciálu. Čistý hliník obsahuje 0,1–10 ppm inkluzí oproti hořčíku, který obsahuje 10–200 ppm. Vzniklé nečistoty zhoršují mechanické vlastnosti, zhoršují výsledný povrch odlitku, zvyšují pórovitost a zvyšují náchylnost ke vzniku koroze. Nejčastější nečistoty vyskytující se v hořčikových slitinách jsou popsány v **tab. 3** [35].

Tab. 3 Přehled vyskytujících se nečistot a metod snížení obsahu nečistot v Mg slitinách [35]

| Nečistota | Dovolené množství | Metody snížení obsahu nečistot |
|-----------|---------------------------|--|
| Fe | 0,0035–0,004 ppm | Přidáním Mn a Al dojde k tvorbě Al-Fe-Mn fáze |
| Ni | 0,001–0,01 ppm | Ředění, přidání Al a Zr sníží rozpustnost Cu a dojde k tvorbě AlNi precipitátu |
| Cu | 0,008–0,25 ppm | Ředění, snížení při Al-Fe-Mn transformaci |
| H | 15–20 $cm^3/100\text{ g}$ | Probublání plynu (chlor nebo inertních plynů) taveninou |
| Vměstky | Méně než 500 ppm | Využití tavidla nebo ochranné atmosféry při tavení, ultrazvukové čištění, elektromagnetická separace |

Vměstky v hořčkových slitinách lze rozdělit na [35]:

Nekovové inkluze, mezi kterými jsou nejvíce zastoupené oxidy a nitridy. Dochází ke tvorbě také chloridů na bázi sodíku, hořčíku a draslíku, karbidy na bázi hliníku a vápníku, sulfidy MgS , fluoridy MgF_2 a sírany $MgSO_4$.

Intermetalické inkluze, obsahují fáze bohaté na železo, které precipitují během eliminace železa.

Vznikající oxidy se vytvářejí v různých morfologiích od částic po tvorbu filmů. Oxidické částice se formují do shluků o průměru menším než $50 \mu m$. Nitridy Mg_3N_2 se při reakci s dusíkem mohou vytvářet společně se shluky oxidů. K této reakci dochází až po rapidním snížení parciálního tlaku kyslíku, protože hořčík reaguje přednostně s kyslíkem kvůli nižší formační Gibbsové energii než při tvorbě nitridů [35].

Morfologie vznikajících intermetalických fází je různorodá. Vznikají intermetalika hranaté, rozetové, lamelové, jehlicovité a ve tvaru „čínského písma“ (Chinese script). Výsledný tvar je ovlivněn přítomnými prvky a rychlostí ochlazování. Velikosti částic se pohybují od nanometrů až po mikrometry. Přítomnost intermetalik mohou zvýšit pravděpodobnost nukleace během rekrystalizace při žihání a tím dochází ke vzniku jemnozrné struktury. Vznik stabilních intermetalických fází za zvýšených teplot uvnitř zrna i na jeho hranicích je důležité pro dosažení dobré odolnosti slitin proti creepu. Při legování slitin více než 2 prvky je složité odhadnutí druhu a tvaru vznikajících intermetalických fází [36].

Přítomnost vměstků může snižovat tekutost taveniny, protože sniží viskozitu taveniny a dojde k horším slévárenským vlastnostem. Snižuje korozní odolnost kvůli možnému vzniku galvanické koroze vměstek – matrice, což povede k důlkové korozi. Nekovové vměstky zvyšují opotřebení řezných nástrojů a tím můžou zhoršovat obrobitelnost hořčkových slitin [35].

Snížení vzniku inkluzí se provádí zavedením ochranných atmosfér a tavidla během tavení. Důležitý je precizní postup během celého procesu tavení, dodržení předepsaných podmínek tavby, pečlivé odstraňování strusky a vhodný vtokový systém pro minimalizaci turbulencí taveniny při odlévání. Pozitivní vliv má také legování tavené slitiny zejména vápníkem a berylliem, které zlepšují funkci ochranného filmu na povrchu [35].

1.11 Tepelné zpracování

V porovnání se slitinami hliníku je tepelné zpracování hořčkových slitin velmi podobné, liší se pouze pomalejšími difúzními pochody, které způsobují delší časové okna při tepelném zpracování. Délka časového okna se řídí zejména složením slitiny a tloušťkou stěn. Pro dosažení homogenizace slitiny je nutné prodloužení času žihání, protože ohřev na žihací teplotu musí být pozvolný. Odlévané výrobky je nutné vystavovat žihání po delší dobu než tvářené hořčkové slitiny. Tepelným zpracováním ovlivňujeme výsledné vlastnosti vyrobené slitiny, tedy musíme zvolit správný druh tepelného zpracování pro konkrétní požadované vlastnosti [4].

1.11.1 Žihání pro odstranění vnitřního pnutí

Vnitřní pnutí vzniká při nerovnoměrném ochlazování v průřezu odlitku a také smrštěním po odlití. Rozměrová stabilita se zlepšuje po žihání při teplotách okolo 260–330 °C po dobu 1–2 h. Žihání u slitin hořčíku s hliníkem také zlepšuje korozní odolnost [4].

1.11.2 Precipitační vytvrzování

Proces precipitačního vytvrzení se skládá z rozpouštěcího žihání a poté může následovat umělé stárnutí. Většina slitin hořčíku je vkládána do rozehřáté pece na požadovanou žihací teplotu, ale slitiny obsahující hliník a zinek požadují stupňovité postupné zahřívání, kde se v prvním stupni zahřeje pec okolo 260 °C a následně se pozvolna dosahuje konečné teploty rozpouštěcího žihání. Postupný ohřev je nutný kvůli velké heterogenitě slitiny, která vzniká při nerovnovážných krystalizačních procesech za vzniku nerovnovážného eutektika na hranicích zrn, které by se při rychlém ohřevu porušilo. U některých jiných slitin nastává opačný problém a je tedy nutné je rychle zahřát na teplotu rozpouštěcího žihání při rychlé výdrž na této teplotě kvůli možnému zhrubnutí zrna – například slitiny na bázi Mg-Th-Zr (HK 31A). Během rozpouštěcího žihání je také nutné správné uložení výrobku v peci, aby nedošlo k jejich deformaci [4].

I při ohřevu pro dosažení rozpouštěcího žihání je nutná ochrana hořčíkových slitin proti oxidaci. Využívají se buď ochranné plynné atmosféry nebo žihání ve vakuu. Pokud žihací teploty nedosahují nad 400 °C není většinou nutné slitiny před oxidací chránit [4].

Teploty rozpouštěcího žihání se pohybují okolo 380–520 °C podle složení slitiny. Krátkodobé změny na teplotě musí být hlídány a povoluje se pouze pokles okolo 5 °C. Výdrž na teplotě u slévarenských slitin je mnohem delší než u slitin tvářených a pohybuje se okolo 10 až 24 hodin [4].

Ochlazení slitiny je po vytažení z pece uskutečňováno na klidném nebo proudícím vzduchu, ohřáté vodě 60 až 80 °C nebo do polymerní lázně. Ochlazení ve vodě však může způsobovat vznik vnitřních pnutí. U velkého množství druhů hořčíkových slitin není nutné po rozpouštěcím žihání provádět umělé stárnutí, protože mají dostatečně stabilní přesycený tuhý roztok při pokojové teplotě ihned po rozpouštěcím žihání a takové slitiny dosahují nejvyšší houževnatosti. Pokud je nutné provést umělé stárnutí provádí se za teplot okolo 200–230 °C po dobu 5 až 24 hodin [4].

Oproti slitinám hliníku není nárůst mechanických vlastností tak vysoký. Tento fakt je zejména dán krystalickou strukturou hořčíku. Rozdíl je způsoben orientací a velkou velikostí kontinuálních precipitátů, které nejsou účinné proti pohybu dislokací. Tyto precipitáty s deskovitou morfologií vznikají rovnoběžně s bazálními rovinami v HCP mřížce, která je vhodná pro skluz, a proto nepůsobí překážky pro skluz a nezvyšují se tak rapidně mechanické vlastnosti. Lepší tvar a rozmístění precipitátů vzniká ve slitinách hořčíku obsahující kovy vzácných zemin a Mg-Zn-Zr [37].

1.12 Povrchová úprava

Hořčíkové slitiny jsou velmi citlivé na vznik koroze v mnoha provozních prostředích. Povrchová úprava je jedna z neúčinnějších a neekonomičtějších způsobů ochrany proti korozi. Povrchový povlak působí jako bariéra mezi hořčíkovou slitinou a venkovním prostředím. Povrch hořčíkových odlitků musí být při delším působení atmosféry ošetřen vhodnou povrchovou úpravou, aby nedošlo k degradaci povrchu vznikem koroze [38].

Před povrchovou úpravou hořčíkových slitin je nutné povrch vyčistit a aktivovat. Čištění povrchu se skládá z mechanického (broušení a leštění) a chemického čištění (alkalické odmaštění), pro dosažení povrchu bez oleje a nečistot. Aktivace povrchu se provádí kvůli vytvoření homogenního povrchu bez oxidů [38; 39].

Chemické povlaky jsou jednou z nejrozšířenějších povrchových úprav Mg – slitin, kvůli vysoké vazebné síle, nízké ceně, snadným technologickým postupům a dobré odolnosti proti korozi. Povlakování je prováděno ponořením na požadovanou dobu do lázně, kde dojde k vytvoření povlaku. Nejčastějším chemickým povlakem je chromátování, které poskytuje vysokou ochranu proti korozi i abrazi, ale kvůli dopadům na životní prostředí kvůli vysoké toxicitě se používání silně omezuje. Nahrazují ho povlaky na bázi fosfátů nebo i kovů vzácných zemin. Mezi povlaky na bázi třímocného chromu, které požadují elektrolytické nebo práškové nanášení jsou řazeny komerčně známé povlaky Chemeon TCP-HF a SurTec 650E. Tento druh povrchové úpravy slouží většinou jako předúprava před jinými povrchovými úpravami, nebo také jako ochrana při přepravě. Ochrana proti korozi je velmi omezená, protože vzniklý povlak je velmi tenký, slabý a jeho kvalita silně závisí na parametrech procesu povlakování [38; 39].

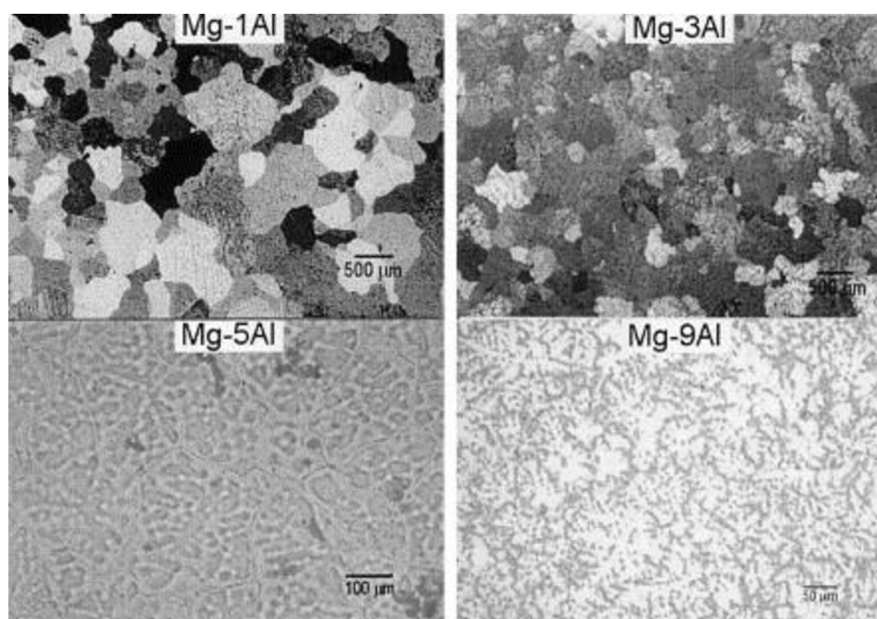
Anodické povlaky vytváří tlustý, tvrdý, stabilní keramický povlak, který má výbornou korozní odolnost i odolnost proti opotřebením. Anodické povlaky mají porézní charakter, a tedy tvoří výborný základ pro nátěry barev, ale zhoršují korozní odolnost. Anodické povlaky jsou velmi hojně využívány pro povrchovou úpravu Al slitin (ELOX,) ale použití pro Mg slitiny je mnohem komplexnější a složitější. Výsledné povlaky na hořčíkových slitinách vznikají při mnohem vyšších napětích při anodizaci a také vzniká nepravidelná porézní struktura, oproti hliníku, kde je pórovitost pravidelná. Mezi povlaky tvrdého eloxování pro hořčíkové slitiny patří zejména povlaky typu HAE, Dow 17 a Tagnite. V automobilovém průmyslu se anodické povlaky nejčastěji vyskytují na skříních převodovek, vnitřních dveřích a blocích motorů [38; 39].

1.13 Mikrostruktura slitin Mg–Al

Slitiny Mg–Al jsou relativně finančně dostupné oproti jiným hořčíkovým slitinám. Hliník zvyšuje pevnost a tvrdost slitin hořčíku, avšak současně tvoří po hranici zrn intermetalickou fází $Mg_{17}Al_{12}$, která snižuje plasticitu a omezuje použití těchto typů slitin pouze do teplot okolo 120 °C. Do obsahu 6 % Al jsou slitiny tvárné za studena, při vyšším obsahu hliníku jen za tepla. Slitiny se 7 až 10 % Al lze precipitačně vytvrzovat. Hliník působí příznivě na slévatelnost slitin především tím, že zmenšuje jejich smrštivost. Zinek působí na vlastnosti slitin hořčíku přibližně stejně jako hliník a přidává se především pro zvýšení pevnosti za pokojové teploty. Pokud je zinek přidáván do 2 % zlepšuje tvárnost slitin. Křemík zlepšuje creepové vlastnosti tvorbou částic Mg_2Si na hranicích zrna, ale při vyšší koncentraci zhoršuje houževnatost a snižuje

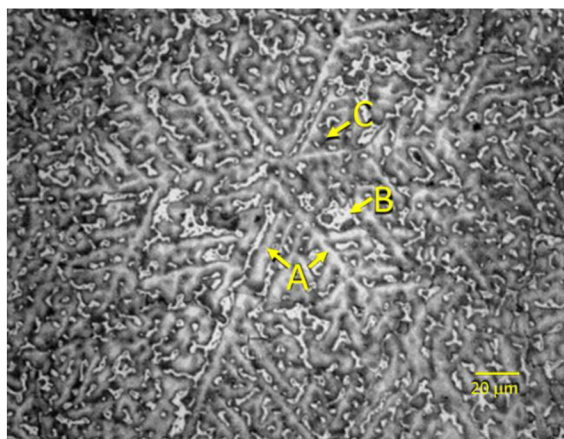
korozní odolnost. Mangan výrazně zlepšuje korozní odolnost, zvyšuje tažnost a rázovou houževnatost. Obvykle jeho obsah nepřekračuje 0,5 %. Jen v binárních slitinách vhodných pro svařování dosahuje 2 %. [40; 41].

Obsah hliníku ovlivňuje vzhled výsledné mikrostruktury (**obr. 17**). Při přidání malého množství hliníku dojde ke změně původní buněčné morfologie na strukturu dendritickou. Mezi větvemi dendritů se tvoří kulatá rovnoběžná zrna podobná růžicím tvořená tuhým roztokem α bohatým na hliník. Při obsahu hliníku vyšším než 5 hm. % dojde k rozvoji tvorby dendritů a se zvyšujícím se obsahem hliníku dojde k plně dendritické struktuře. Například při tuhnutí slitiny s 15 hm. % Al se utváří struktura (**obr. 18**) tvořící primární α -Mg skládající se z dendritů se sekundárními větvemi (označené A) mající šestinásobnou symetrii. Eutektikum β - $Mg_{17}Al_{12}$ (B) a α -Mg tuhý roztok (C) se nachází v mezidendritických oblastech [40].

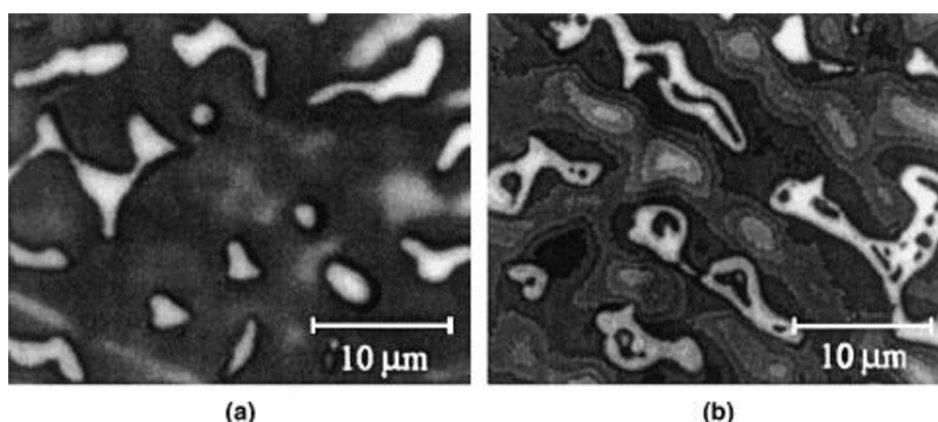


Obr. 17 Rozdílná lící struktura dle obsahu hliníku ve slitině [40].

Eutektická fáze by se měla ve struktuře objevit až při 13 hm. % Al, ale vyskytuje si již u obsahu 2 hm. % Al při nerovnovážných podmínkách ochlazování, ke kterým během odlévání většinou dochází. Většina komerčně používaných hořčíkových slitin obsahuje více než 2 hm. % hliníku a eutektikum se ve slitinách nachází v různých morfologiích. Ve slitinách eutektických (obsahující okolo 33 hm. % Al) se vyskytuje eutektikum ve formě lamelární nebo vláknité, oproti slitinám s nižším obsahem hliníku, kde dochází k tvorbě zcela globulárního eutektika (fully divorced) (**obr. 19a**) a částečně globulárního eutektika (partially divorced) (**obr. 19b**). Mezidendritický prostor je vyplněn částicí β - $Mg_{17}Al_{12}$ obklopen α -Mg fází, která roste z primárních dendritů. Zcela globulární eutektikum je tvořeno zcela oddělnými fázemi α -Mg a β - $Mg_{17}Al_{12}$. Pro částečně globulární eutektikum je charakteristická tvorba ostrůvků α -Mg uvnitř částice β - $Mg_{17}Al_{12}$, ale hlavní část fáze α -Mg se stále tvoří v okolí částice β - $Mg_{17}Al_{12}$ [6; 40; 41].

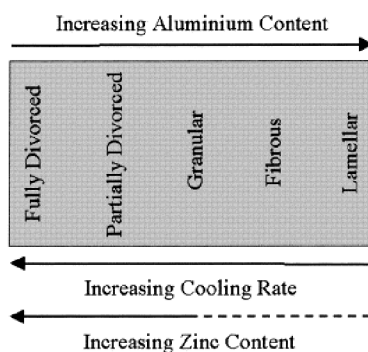


Obr. 18 Struktura po odlití hořčikové slitiny s 15 hm. % Al s charakteristickou šestinásobně symetrickou strukturou dendritů (A). Bílé fáze mezi dendrity tvoří eutektikum (B) a tmavé části (C) v mezidendritické oblasti tvoří tuhý roztok bohatý na hliník [40].



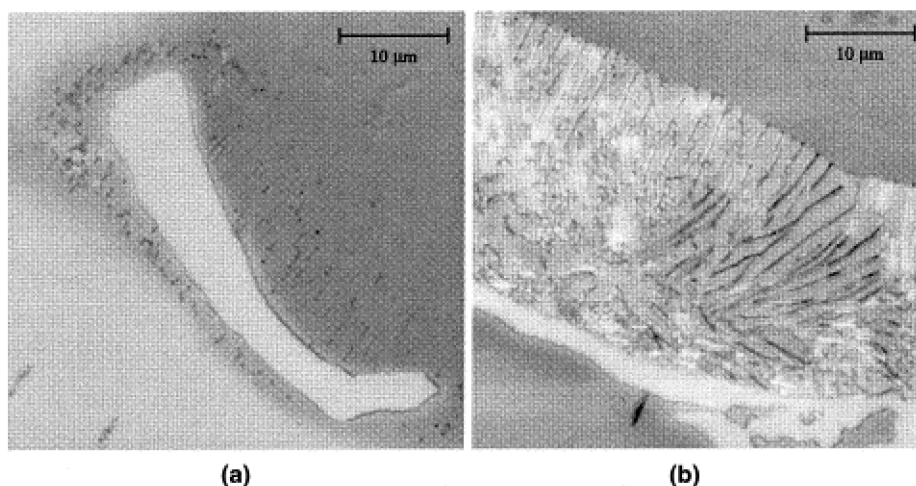
Obr. 19 Morfologie zcela globulárního eutektika (a) a částečně globulárního eutektika (b). Nejsvětější místa ukazují výskyt částice β - $Mg_{17}Al_{12}$. Nejtmaší oblasti jsou tvořeny α -Mg bohatou na obsah hliníku. Šedá místa zobrazují primární fázi α -Mg dendritů, kde jádra s nízkým obsahem hliníku mají světle šedou barvu a okraje větvi dendritů obsahují vyšší obsah hliníku a jsou zobrazeny tmavě šedou barvou [40].

Na morfologii eutektika má hlavní vliv (**obr. 20**) obsah hliníku, zinku a rychlost ochlazování. Se zvyšujícím se obsahem hliníku roste podíl méně globulárního eutektika, oproti tomu při zvyšování podílu zinku a rychlosti ochlazování roste podíl zcela globulárního eutektika. Hlavní mechanismy, které v závislosti na chemickém složení a rychlosti ochlazování, mění morfologii eutektika souvisejí s umístěním tzv. zdvojené zóny (coupled zone) a podchlazením během tuhnutí [40].



Obr. 20 Vliv přítomnosti hliníku, zinku a rychlosti ochlazování na morfologii eutektika [40].

Při dostatečně pomalé rychlosti ochlazování může docházet k precipitaci v přesycených oblastech α -Mg. Přítomné precipitáty se dělí na kontinuální a diskontinuální (**obr. 21**). Převažující formou je tvorba diskontinuálních precipitátů, které jsou tvořené lamelárními precipitáty β - $Mg_{17}Al_{12}$ rostoucími v zrnech α -Mg (obdobně jako růst kolonií perlitů do austenitického zrna). Diskontinuální precipitáty se tvoří většinou v oblasti α -Mg blízko částice β - $Mg_{17}Al_{12}$, kde je vyšší obsah hliníku než v jádrech dendritů. Kontinuální částice je tvořena jehlicovitou morfologií, která vzniká po stárnutí za teploty okolo 205 °C. Ve struktuře se mohou tvořit také fáze Mg_2Si , které jsou tvořeny výrazným hranatým obrysem s hladkými hranami a světle modrou barvou [6; 40; 41].



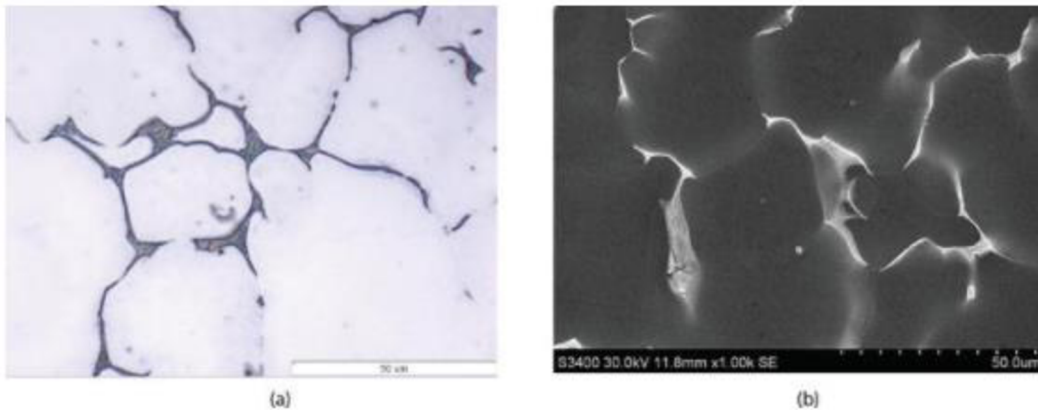
Obr. 21 Dva typy morfologií eutektika a) kontinuální b) diskontinuální [40].

1.14 Mikrostruktura slitin Mg-Zr-X

Slitiny Elektron 21 a WE43 se řadí mezi materiály na bázi Mg-Zr-X, které se odlišují mikrostrukturou i výslednými vlastnostmi od slitin typu Mg-Al. Mezi zástupce této skupiny řadíme slitiny Elektron 21 a WE43B a další. Slitina WE43 může být použita až do teplot cca 250 °C, protože obsahuje yttrium, které však současně zvyšuje její cenu. Slitina Elektron 21 může být do jisté míry náhradou slitiny WE43, ale lze ji používat pouze do teplot cca 200 °C [41].

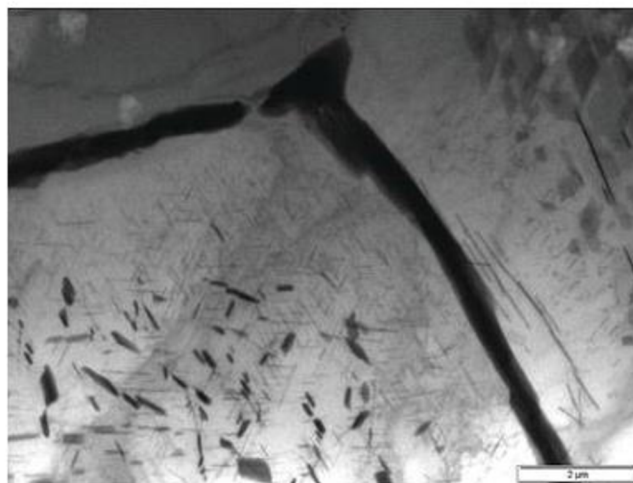
1.14.1 Mikrostruktura slitiny Elektron 21

Mikrostruktura slitiny Elektron 21 (**obr. 22**) je složena z tuhého roztoku α -Mg a eutektika tvořícího α -Mg + $Mg_3(Nd, Gd)$ na hranicích zrna a pravidelně tvarované precipitáty Mg_3Gd . Fáze $Mg_3(Nd, Gd)$ je modifikací fáze Mg_3Gd , kde je gadolinium nahrazeno neodymem bez narušení krystalové struktury, což je způsobené velmi malým rozdílným atomovým poloměrem obou prvků. Během stárnutí při 200 °C po dobu 4 až 6 hodin dochází k tvorbě koherentního β' precipitátu s FCC (face-centered cubic) strukturou a semi-koherentního precipitátu β'' s krystalovou mřížkou typu DO_{19} [41].



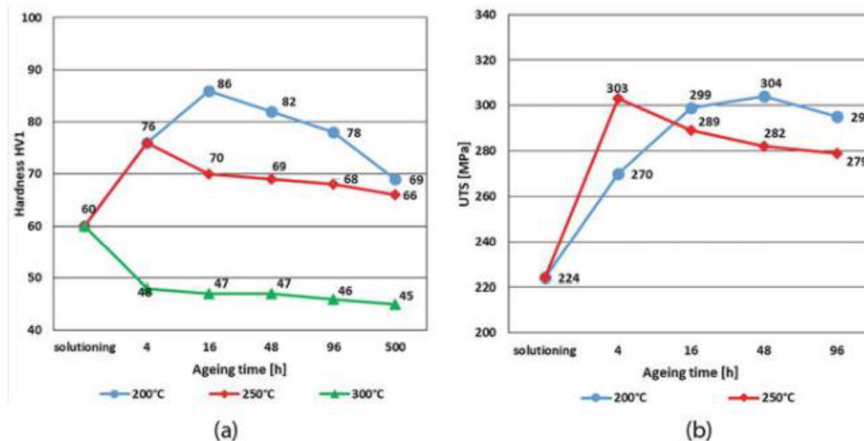
Obr. 22 Licí struktura slitiny Elektron 21 zobrazená v a) světelném mikroskopu b) SEM [41].

Po prodlužující se délce doby stárnutí (okolo 48 h) dochází ke tvorbě stabilní rovnovážné fáze β - Mg_3Nd , která je nekoherentní s mřížkou tuhého roztoku α -Mg. V bezprostřední blízkosti β' fáze dochází k tvorbě lamelárních precipitátů β fáze (dochází k heterogenní nukleaci nové β fáze na původní β'). Po 96 hodinách žihání dochází ke zvyšování obsahu rovnovážné β fáze. Fáze β - Mg_3Nd má FCC mřížku a je nekoherentní s mřížkou tuhého roztoku α -Mg. Pokud probíhá stárnutí při 300 °C dochází vedle tvorby lamelární β fáze a také k tvorbě precipitátů $Mg_{41}Nd_5$ (**obr. 23**) na hranicích tuhého roztoku. Během stárnutí při 300 °C po dlouhý časový interval (500–5000 h) nedochází ke tvorbě rovnovážné β fáze. Precipitáty $Mg_{41}Nd_5$ vytváří charakteristickou síť na hranicích zrn tuhého roztoku. Přesycený tuhý roztok α -Mg se rozpadá se zvyšujícím se časem stárnutí dle posloupnosti: α -Mg \rightarrow β'' \rightarrow β' \rightarrow β - Mg_3Nd \rightarrow $Mg_{41}Nd_5$ [39].



Obr. 23 Výsledná struktura po žihání při 250 °C po dobu 48 hodin obsahující fáze β a $Mg_{41}Nd_5$ [41].

Vývoj mechanických vlastností (**obr. 24**) zejména (tvrdoosti a meze pevnosti) je závislý na průběhu a podmínkách tepelného zpracování kvůli odlišnému výskytu fází ve struktuře slitiny. Materiál Elektron 21 dosahuje nejlepších mechanických vlastností po stárnutí při 200 °C po dobu 14 h (tepelné označení T6), kvůli precipitaci β' a β'' částic [41].

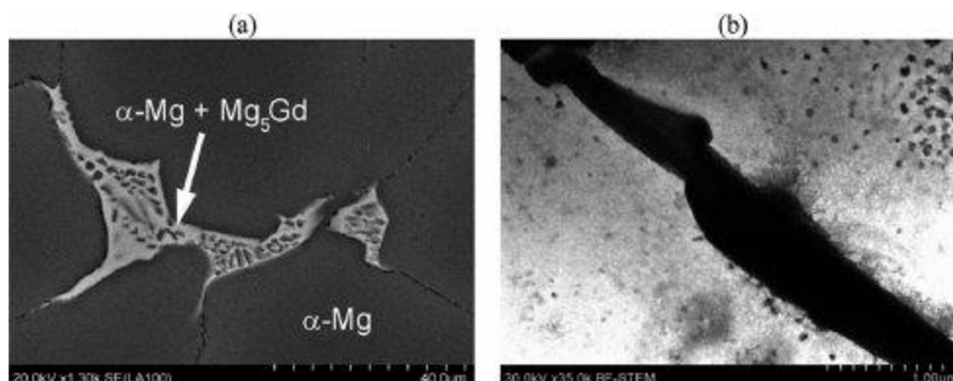


Obr. 24 Vliv podmínek žihání na a) tvrdost a b) mez pevnosti. Během žihání při 300 °C bylo pozorováno snížení tvrdosti, dokonce pod 45 HV po 500 h stárnutí kvůli precipitaci fáze β a $Mg_{41}Nd_5$ [41].

1.14.2 Mikrostruktura slitiny WE43 (Mg-Y-Zr)

Hořčíkové slitiny obsahující neodým a yttrium vykazují vysoké pevnostní charakteristiky za pokojové, ale i zvýšené teploty. Vysoká pevnost slitin je dána strukturou, která odpovídá fázovému diagramu Mg–Nd–Y. Fázový diagram tvoří dva binární systémy Mg–Nd a Mg–Y v rovnováze s tuhým roztokem Mg. Nejvyšších pevností je dosaženo během žihání 525 °C po dobu 8 h s prudkým ochlazením vodou a následného stárnutí po dobu 16 hodin při 250 °C [42].

Základní litá struktura (**obr. 25**) je složena tuhým roztokem α -Mg a eutektikem α -Mg+ β vyskytující se na hranici zrn. Fáze β je izomorfní k fázi Mg_5Gd a označuje se jako $Mg_{12}Nd_2Y$. Druh vznikajících precipitátů β' , β'' a rovnovážné fáze β závisí na teplotách během stárnutí. Metastabilní fáze β'' je koherentní fáze se strukturou DO_{19} tvořící precipitáty Mg_3RE , (RE = Nd, Ce, La, Gd). Fáze β'' se tvoří v prvním stádiu precipitace za nízkých teplot (150–200 °C) a vytváří destičkovitou morfologii. Oproti metastabilní fázi β' , která je semi-koherentní s tuhým roztokem α -Mg a vytváří se až při vyšších teplotách (200–500 °C) tvořící $Mg_{12}NdY$. Během stárnutí při 250 °C dochází k tvorbě fáze β_1 destičkové morfologie napojené na β' globulární fázi. Rovnovážná fáze β se vyskytuje při poslední fázi precipitace až po dlouhodobé výdrži na teplotě nad 250 °C. Při dalším tepelném zpracování dochází k transformaci β_1 na rovnovážnou fázi β . Výsledná struktura po stárnutí dosahující nejvyšší tvrdosti obsahuje metastabilní β' a β fázi jako dispergované precipitáty [42; 43; 44].



Obr. 25 Lici struktura slitiny WE43 zobrazené v a) SEM b) TEM [44].

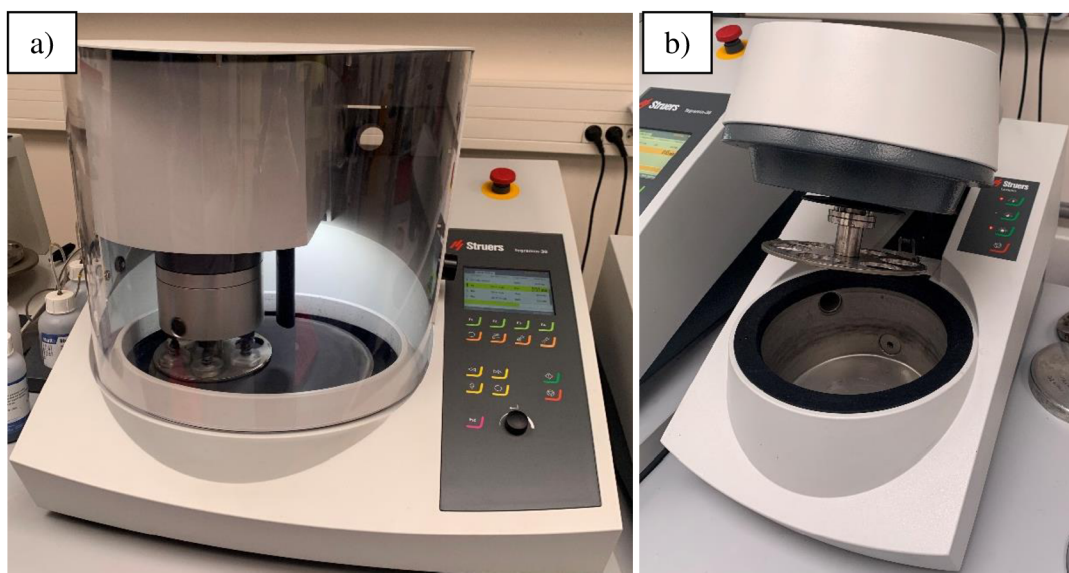
2 Experimentální část

2.1 Experimentální metody

V experimentální části této práce byl analyzován zkušební materiál dodaný slévárnou Alucast s. r. o. Vyhodnocována byla mikrostruktura vzorků po různých způsobech ochlazování a po tepelném zpracování T6 (rozpuštěcí žíhání a umělé stárnutí), velikost zrna, pórovitost a mechanické vlastnosti odlitků vyrobených procesem přesného lití na vytavitelný model z hořčíkových slitin na bázi Mg–Al (slitina AZ91E) a na bázi Mg–Zr–RE (slitiny WE43B a Elektron 21). Strukturně–mechanické vlastnosti vzorků byly vzájemně porovnány s ohledem na daný způsob ochlazování a velikost tloušťky stěny odlitku ve stavu litém i po tepelném zpracování.

2.1.1 Příprava metalografických preparátů

Dodané odlitky byly rozřezány pro vyhotovení metalografických vzorků pomocí dělicího zařízení Struers Secotom 50. Pro přípravu metalografických výbrusů bylo využito zařízení Struers Tegramin 30 (**obr. 26**). Vzorky byly připraveny konvenčními technikami (tj. broušení za mokra s následným leštěním diamantovými suspenzemi). Broušení za mokra probíhalo na brusných papírech SiC o zrnitosti 320, 800, 1200, 2400 a v případě potřeby 4000 o přítláčné síle 25 N a 150 otáčkách za minutu. Následné leštění vzorku probíhalo na plátnech firmy Struers označených DP–Mol nebo DP–Nap společně s 3 μm DP–suspenzí a následně s 1 μm DP–suspenzí současně s použitím DP–žlutého smáčedla (na alkoholové bázi) na plátnu typu DP–Nap. Pro vyvolání struktury byl použit 2 % Nital nebo Acetic Picral dle postupů uvedených v ASM Handbooku [6].



Obr. 26 Laboratorní přístroje použité pro přípravu metalografických výbrusů a) zařízení Struers Tegramin 30 pro broušení za mokra a leštění vzorků b) ultrazvukové čisticí zařízení Struers Lavamin pro mytí držáků se vzorky mezi jednotlivými kroky.

2.1.2 Analýza pomocí světelné mikroskopie

Pro pozorování mikrostruktury vzorků byl využit 3D opto–digitální mikroskop s vysokým rozlišením OLYMPUS DSX510. Vybrané snímky získané při původním zvětšení 200x byly vytvořeny automatickým spojením více zorných polí a jsou v práci označeny jako mapa.

Hodnocení pórovitosti bylo prováděno pomocí softwaru pro obrazovou analýzu Olympus Stream Motion, pomocí manuálního naprahování (nastavení citlivosti vyhodnocení) dané hodnoty pórovitosti a vizualizovány zčervenáním přítomných pórů na analyzovaném snímku. Velikost zrna zkušebních vzorků byla vyhodnocována opět s využitím software pro obrazovou analýzu Olympus Stream Motion metodou ručního měření velikosti zrna. Tímto způsobem byla získána průměrná hodnota velikosti zrna pro daný vzorek.

2.1.3 Analýza pomocí rastrovací elektronové mikroskopie

Mikrostruktura byla také pozorována a snímána pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu společnosti TESCAN LYRA3 XHM. K lokální bodové (plošné) chemické mikroanalýze byl použit energiově disperzní analyzátor Oxford Instruments společně s programem AZtec, který je součástí rastrovacího mikroskopu.

2.1.4 Měření tvrdosti

Měření tvrdosti probíhalo na plně automatickém tvrdoměru firmy Struers Duramin-100 AC3. Tvrdost dle Brinella pomocí kuličky z tvrdokovu o průměru 2,5 mm a zatížení 62,5 kg byla měřena v souladu s normou ČSN EN ISO 6506–1 Kovové materiály–Zkouška tvrdosti podle Brinella–Část 1: Zkušební metoda.

2.1.5 Provedení tahové zkoušky

Tahové zkoušky byly provedeny v mechanické zkušebně firmy Alucast na univerzálním zkušebním zařízení Zwick. Pomocí axiálního extenzometru byla snímána deformace těles. Vyhodnocení a řízení průběhu tahové zkoušky probíhalo pomocí programu TestXpert.

2.1.6 Analýza chemického složení

Analýza chemického složení slitin WE43B a Elektron 21 byla provedena z roztoku optickým emisním spektrometrem s indukčně vázaným plazmatem (ICP-OES). Analýza chemického složení slitiny AZ91E byla provedena na optickém emisním CCS spektrometru s vysokým rozlišením – Q4 TASMAN.

2.2 Experimentální materiál

Experimentální práce byly realizovány na materiálu, který byl poskytnut firmou Alucast s.r.o. Hodnoceny byly jednak odlitky v podobě zkušebních tyčí o průměru 6 mm a měrné délce 30 mm ze všech studovaných slitin a dále odlitky v podobě plochých zkušebních tyčí a hranolů o rozdílných tloušťkách stěn (16 mm, 9 mm, 6 mm a 3 mm) z hořčíkových slitin AZ91E a WE43B. U vzorků se hodnotila vzniklá mikrostruktura po různých způsobech ochlazování odlitku, vnitřní porozita a velikost zrna.

Analyzované chemické složení zkušebních odlitků ze slitiny na bázi Mg–Al (slitina AZ91E) je uvedeno v **tab. 4**, chemické složení vzorků ze slitin obsahujících zirkonium – slitina WE43B je uvedeno v **tab. 5** a chemické složení slitiny Elektron 21 je v **tab. 6**. Zjištěné chemické složení odpovídá požadavkům pro rozsahy jednotlivých prvků uvedených v materiálových listech zkoumaných slitin dle ČSN EN 1753 a výrobce Luxfer MEL Technologies, UK. Pouze u slitiny WE43B a u slitiny Elektron 21 byl analyzován mírně nižší obsah legujícího prvku Nd (**tab. 5** a **tab. 6**), který souvisí s procesem dolegování a homogenizace taveniny před samotným procesem odlévání.

Tab. 4 Analyzované chemické složení a normou předepsané intervaly pro jednotlivé prvky slitiny AZ91E, obsah Mg zbytek do 100 % [21]

| Vzorek | Al [hm. %] | Zn [hm. %] | Mn [hm. %] | Re [hm. %] | Zr [hm. %] | Y [hm. %] |
|-------------|------------|------------|------------|------------|------------|-----------|
| AZ91E | 8,86 | 0,63 | 0,22 | – | – | – |
| ČSN EN 1753 | 8,3–9,7 | 0,4–1,0 | min. 0,1 | – | – | – |
| Vzorek | Li [hm. %] | Si [hm. %] | Fe [hm. %] | Cu [hm. %] | Ni [hm. %] | – |
| AZ91E | – | 0,024 | 0,008 | 0,0005 | 0,0016 | – |
| ČSN EN 1753 | – | 0,2 | 0,005 | 0,030 | 0,001 | – |

Tab. 5 Analyzované chemické složení a normou předepsané intervaly pro jednotlivé prvky slitiny WE43B, obsah Mg zbytek do 100 %

| Vzorek | Al [hm. %] | Zn [hm. %] | Mn [hm. %] | Nd (Re) [hm. %] | Zr [hm. %] | Y [hm. %] |
|-------------------------|------------|------------|------------|-----------------|------------|-----------|
| WE43B | 0,007 | 0,008 | 0,006 | 2,28 | 0,48 | 4,08 |
| LMT WE43B ^{*)} | – | – | – | 2,4–4,4 | min. 0,4 | 3,7–4,3 |
| Vzorek | Li [hm. %] | Si [hm. %] | Fe [hm. %] | Cu [hm. %] | Ni [hm. %] | – |
| WE43B | <0,001 | 0,003 | 0,001 | 0,001 | 0,001 | – |
| LMT WE43B ^{*)} | – | – | – | – | – | – |

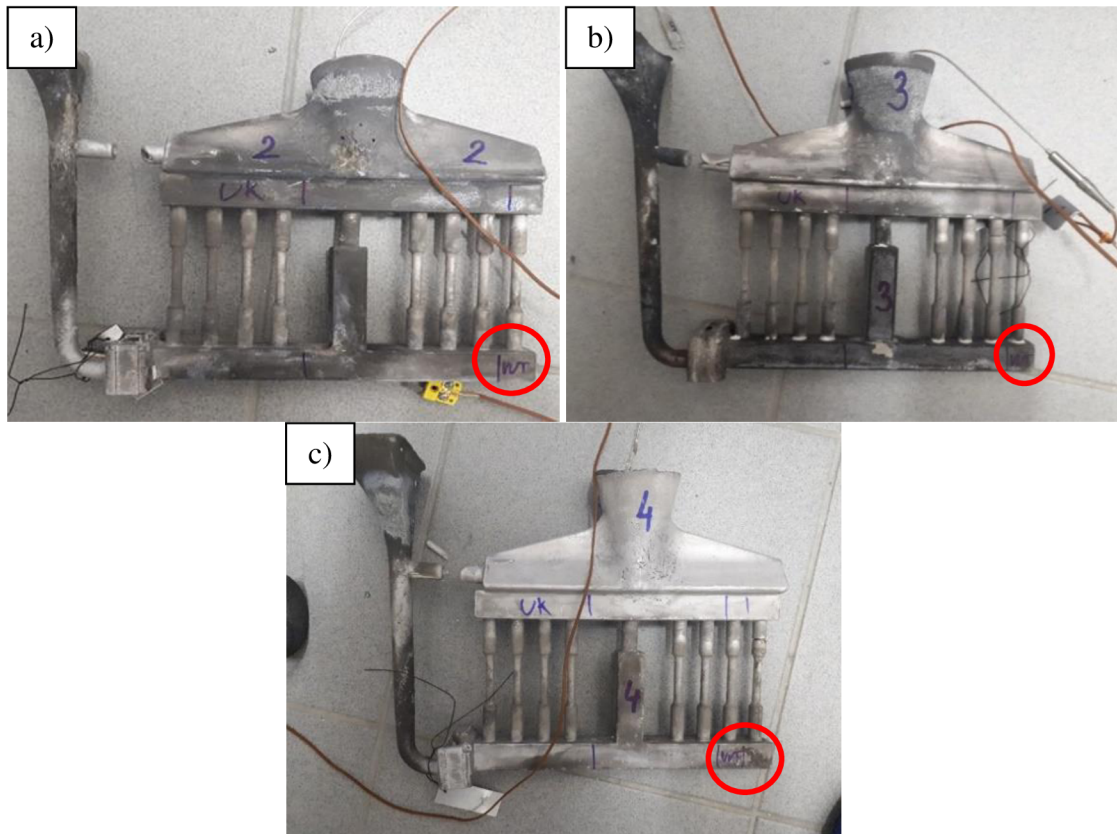
^{*)} Chemické složení dle výrobce–Luxfer MEL Technologies, UK

Tab. 6 Analyzované chemické složení a normou předepsané intervaly pro jednotlivé prvky slitiny Elektron 21, obsah Mg zbytek do 100 %

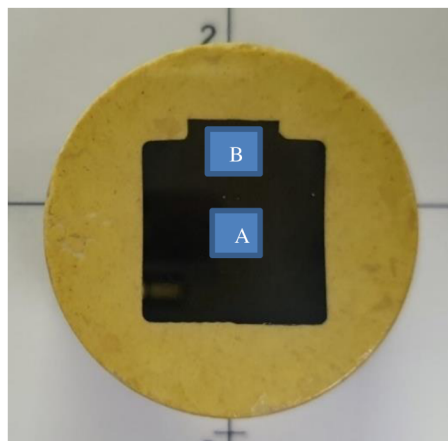
| Vzorek | Ag [hm. %] | Cu [hm. %] | Fe [hm. %] | Gd [hm. %] | Nd [hm. %] | Ni [hm. %] |
|-------------------------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|
| Elektron 21 | 0,002 | 0,001 | 0,001 | 1,17 | 2,24 | 0,001 |
| LMT Elektron 21 ^{*)} | – | – | – | 1,0–1,7 | 2,6–3,1 | – |
| Vzorek | Si [hm. %] | Zn [hm. %] | Zr [hm. %] | – | – | – |
| Elektron 21 | 0,001 | 0,26 | 0,51 | – | – | – |
| LMT Elektron 21 ^{*)} | – | 0,2–0,5 | – | – | – | – |

^{*)} Chemické složení dle výrobce–Luxfer MEL Technologies, UK

Ze slitiny Elektron 21 byly odlity 3 zkušební odlitky (**obr. 27**) odlišující se způsobem ochlazování keramické formy s taveninou po odlití – tj. volné chladnutí, ofuk vzduchem a ochlazování zanořením do polymeru. Výsledná mikrostruktura, porozita i velikost zrna byla hodnocena ze dvou míst na každém vzorku označených na **obr. 28**. Všechny vzorky byly před zkouškou tahem tepelně zpracovány režimem T6, tj. rozpouštěcím žháním při 525 °C po dobu 6 hodin s následným ochlazením do vody o teplotě 70 °C a uměle stárnuty po dobu 16 hod. při teplotě 200 °C s ochlazením na vzduchu.

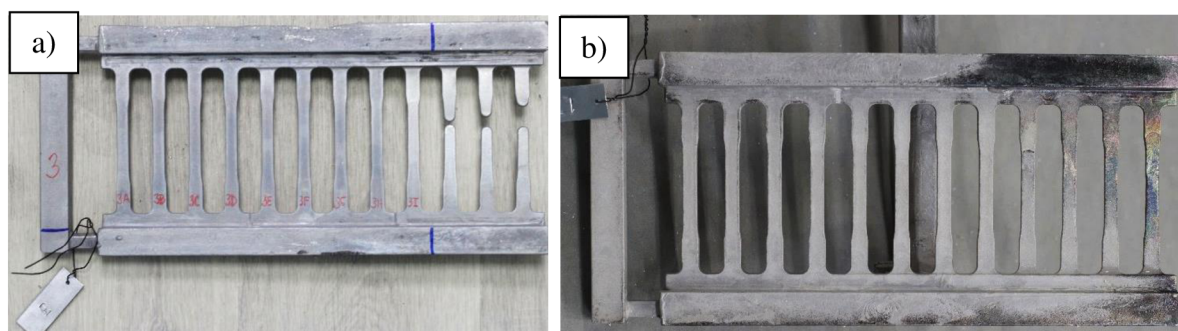


Obr. 27 Odlitky zkušebních tyčí ze slitiny Elektron 21 a) odlitek 2 (ochlazení volné), b) odlitek 3 (ofuk vzduchem), c) odlitek 4 (zanoření do polymeru). Z vyznačených červených míst byly vyřezány vzorky pro následné metalografické hodnocení.



Obr. 28 Přípravený metalografický vzorek. Zkoumané snímky mikrostruktury byly vyhodnocovány ze dvou oblastí umístěných na vzorku A a B.

Pro analýzu strukturně–mechanických vlastností dalších dvou slitin, tj. AZ91E (**obr. 29a**) a WE43B (**obr. 29b**) byly odlity zkušební odlitky opět s rozdílným způsobem ochlazování (**tab. 7**) v podobě plochých zkušebních tyčí a hranolů o rozdílných tloušťkách stěn (16 mm, 9 mm, 6 mm a 3 mm). Odlitky byly následně tepelně zpracovány režimem T6 (rozpuštěcí žíhání + umělé stárnutí). U slitiny AZ91E bylo provedeno rozpuštěcí žíhání při 415 °C po dobu 16 h, následovalo ochlazení proudícím vzduchem a umělé stárnutí při teplotě 218 °C po dobu 4 hodin s opětovným ochlazením proudícím vzduchem. Podmínky tepelného zpracování pro slitinu WE43B byly teplota rozpuštěcího žíhání 525 °C po dobu 8 hodin s ochlazením v horké vodě 70 °C a umělé stárnutí při teplotě 250 °C po dobu 16 h s ochlazením proudícím vzduchem.

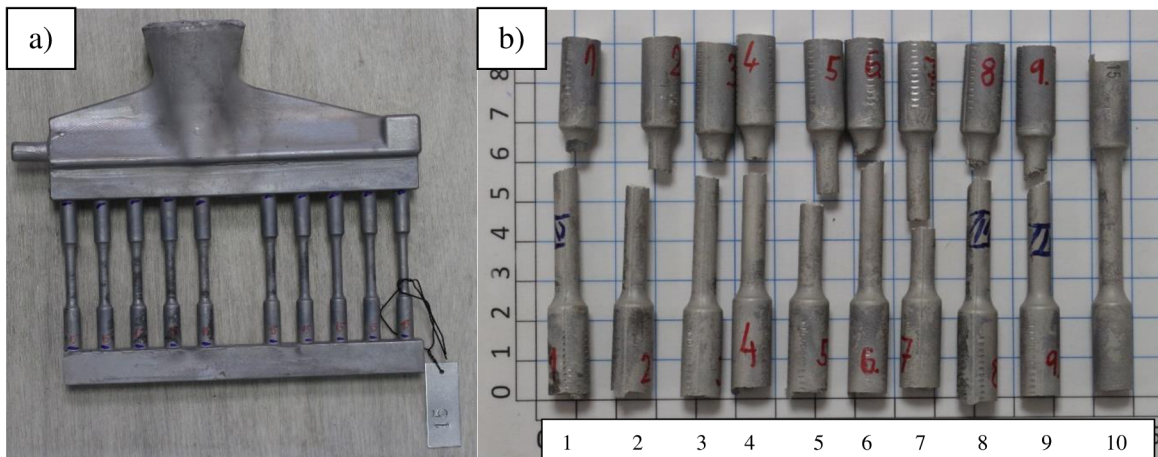


Obr. 29 Příklad experimentálního odlitku v podobě plochých zkušebních tyčí a hranolů s různou tloušťkou stěny a) odlitek ze slitiny AZ91E, b) odlitek ze slitiny WE43B.

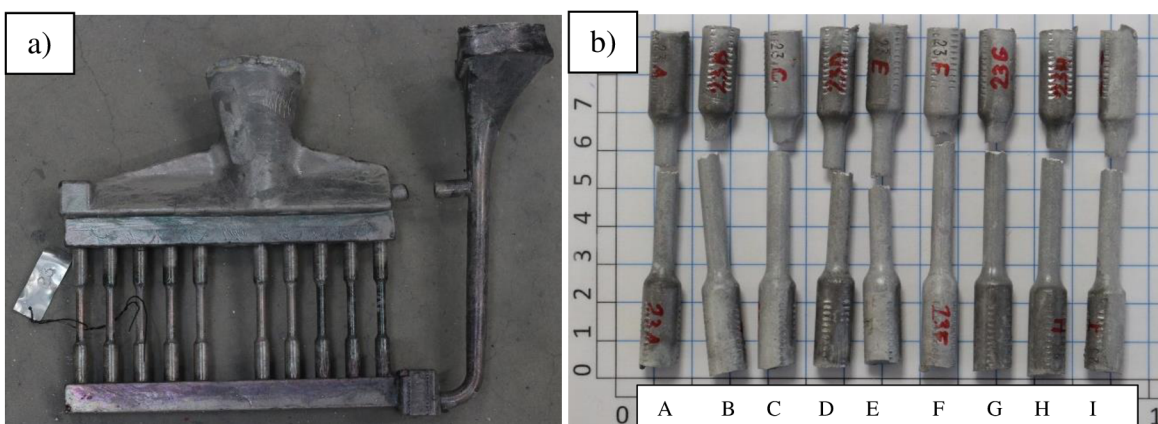
Tab. 7 Přehled a značení odlitků ze slitin AZ91E a WE43B v závislosti na podmínkách odlévání

| Odlitek | Slitina | Způsob ochlazování |
|---------|---------|----------------------|
| 1 | AZ91E | ofuk vzduchem |
| 2 | | zanoření do polymeru |
| 3 | | volné chladnutí |
| 16 | WE43B | ofuk vzduchem |
| 17 | | zanoření do polymeru |
| 18 | | volné chladnutí |

Ze slitin AZ91E (**obr. 30**) a WE43B (**obr. 31**) byly dále odlity také kruhové zkušební tyče pro zkoušku tahem. Pro tyto odlitky byl na základě předchozích dat zvolen způsob ochlazování keramické formy s taveninou proudícím vzduchem. Odlitky byly následně tepelně zpracovány režimem T6. Po provedení zkoušek tahem byly u obou slitin vyhodnoceny mechanické vlastnosti a mikrostruktura.



Obr. 30 Odlitky ze slitiny AZ91E a) odlitek zkušebních tyčí pro zkoušku tahem, b) zkušební tyče po zkoušce tahem

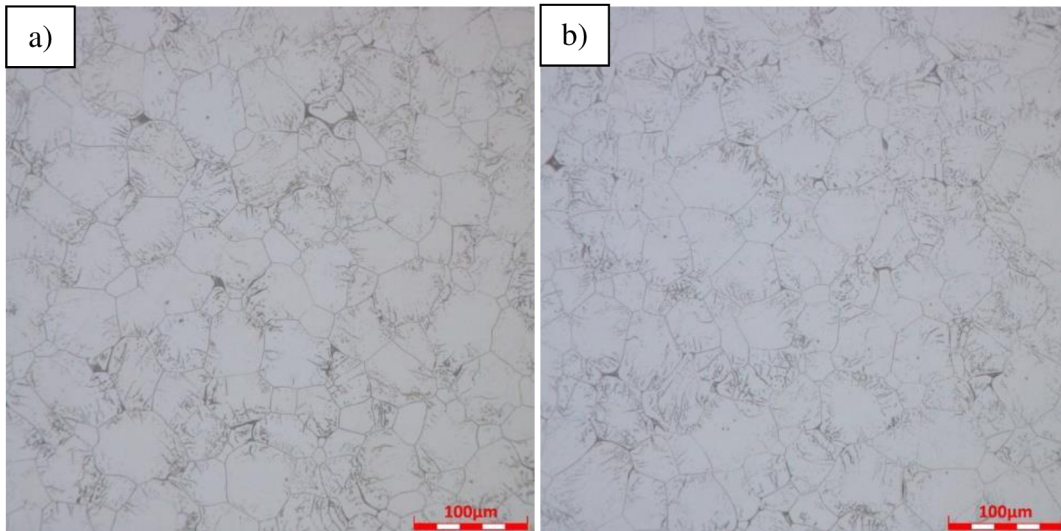


Obr. 31 Odlitky ze slitiny WE43B a) odlitek zkušebních tyčí pro zkoušku tahem, b) zkušební tyče po zkoušce tahem

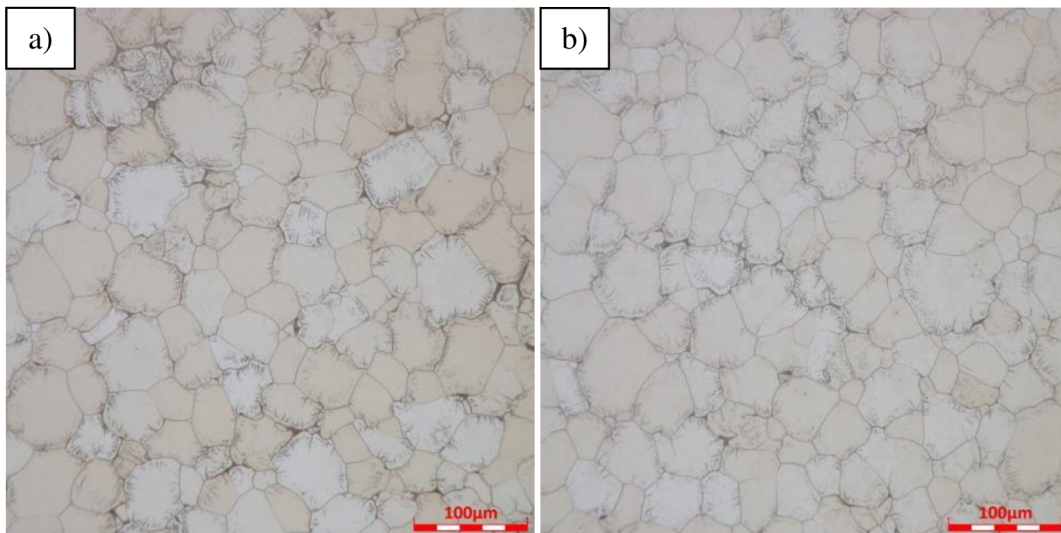
2.3 Vyhodnocení výsledků

2.3.1 Vyhodnocení mikrostruktury vzorků slitiny Elektron 21

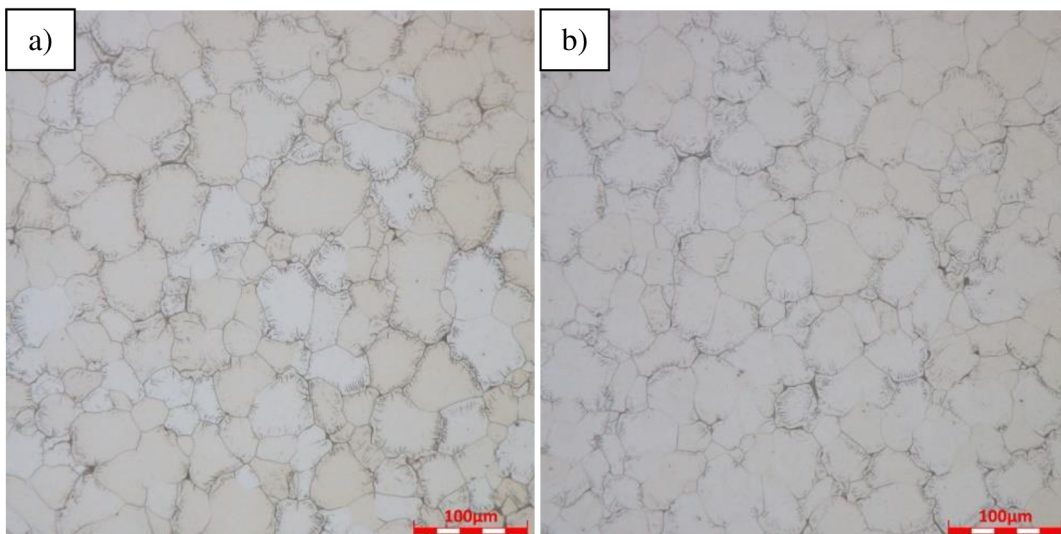
V oblastech označených na **obr. 28** byla vyhodnocena mikrostruktura, pórovitost a velikost zrna vzorků ze slitiny Elektron 21. Pro odlitek 2 (volné chladnutí, viz **obr. 27a**) je výsledná mikrostruktura v litém stavu zobrazena na **obr. 32**. Mikrostruktury odlitku 3 (ofuk vzduchem) a odlitku 4 (zanoření do polymeru) jsou zobrazeny na **obr. 33** a **obr. 34**. Mikrostruktura je u všech tří odlitků tvořena tuhým roztokem α -Mg s eutektikem tvořeným α -Mg + $Mg_3(Nd, Gd)$ na hranicích zrna a precipitáty Mg_3Gd .



Obr. 32 Mikrostruktura vzorku odlitku 2 (volné chladnutí), pův. zvětšení 600x
 a) místo A, b) místo B–viz **obr. 28**



Obr. 33 Mikrostruktura vzorku odlitku 3 (ofuk vzduchem), původní zvětšení 600x
 a) místo A, b) místo B–viz **obr. 28**



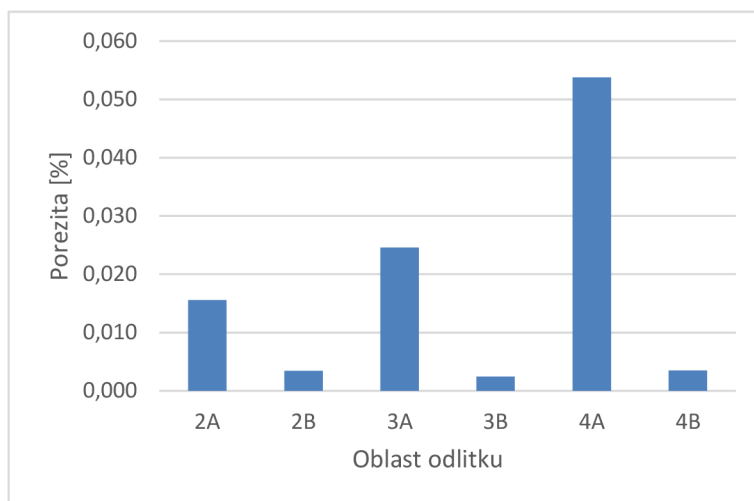
Obr. 34 Mikrostruktura vzorku odlitku 4 (zanoření do polymeru), původní zvětšení 600x
 a) místo A, b) místo B–viz **obr. 28**

2.3.2 Vyhodnocení pórovitosti vzorků ze slitiny Elektron 21

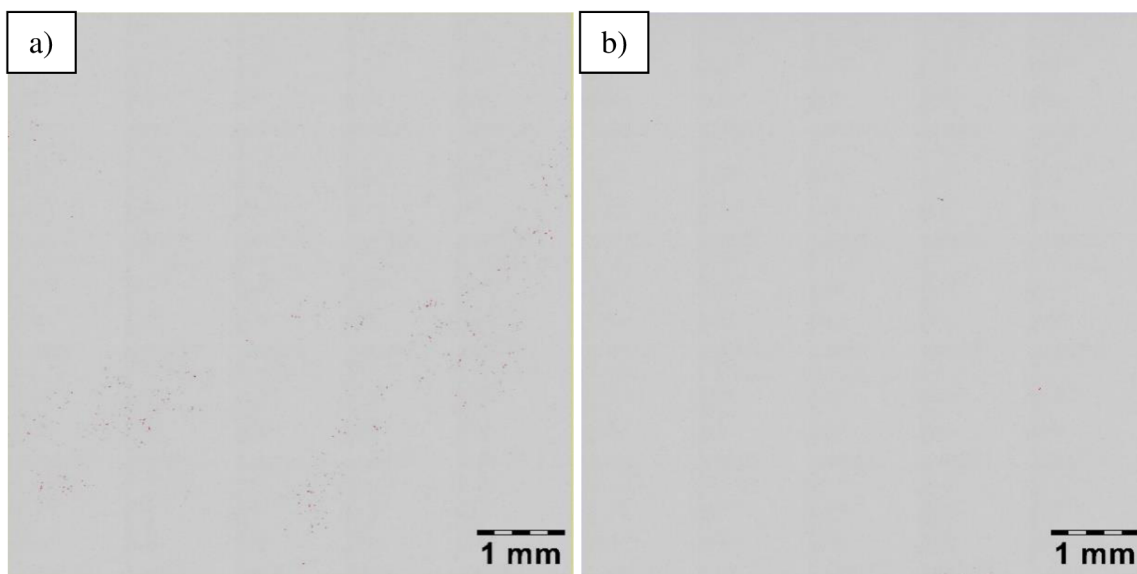
Snímky pro vyhodnocení pórovitosti (**obr. 36**) byly pořízeny ve stejných místech vzorku jako mikrostruktura pro každý odlitek 2, 3 a 4. Hodnoty pórovitosti studovaných vzorků jsou uvedeny v **tab. 8**. Defekty se ve struktuře vyskytují nejčastěji jako uzavřené osamocené mikrostaženiny. Získané výsledky pórovitosti byly vzájemně porovnány a vyneseny do grafu (**obr. 35**), který ukazuje, že všechny vzorky v místě A vykazují vyšší pórovitost než v místě B. Vyšší pórovitost v místě A je způsobena větší tloušťkou materiálu než v místě B a podmínkami při chladnutí a dosazování taveniny při tuhnutí odlitku v daném místě lící soustavy. Výsledky nicméně ukazují na velmi nízkou výslednou pórovitost všech studovaných vzorků ze slitiny Elektron 21.

Tab. 8 Přehled hodnot pórovitosti a značení odebíraných míst pro vzorky ze slitiny Elektron 21

| Vzorek | 2A | 2B | 3A | 3B | 4A | 4B |
|--------------------|-----------------|-------|---------------|-------|----------------------|-------|
| Porezita [%] | 0,016 | 0,003 | 0,025 | 0,002 | 0,054 | 0,004 |
| Způsob ochlazování | Volné chladnutí | | Ofuk vzduchem | | Zanoření do polymeru | |



Obr. 35 Výsledná pórovitost v místech A a B pro odlitky 2, 3 a 4.



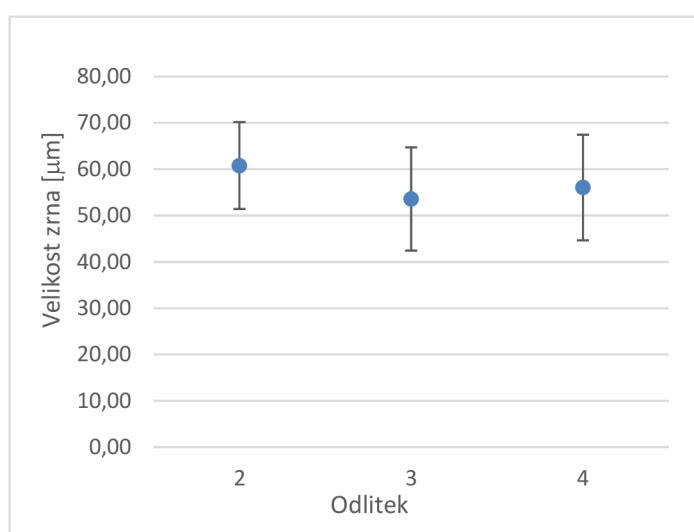
Obr. 36 Příklad snímku pro hodnocení pórovitosti odlitku 3 při původním zvětšení 200x
a) místo A, b) místo B–viz **obr. 28**

2.3.3 Hodnocení velikosti zrna vzorků ze slitiny Elektron 21

Výsledky měření velikosti zrna jsou uvedeny v **tab. 9** a následně vyneseny do grafu na **obr. 37**. Ze získaných hodnot velikosti zrna vzorků ze slitiny Elektron 21 v závislosti na způsobu ochlazování lze jednoznačně konstatovat, že způsob ochlazování keramické formy s taveninou (resp. rychlost ochlazování) nemá významný vliv na velikost zrna. Zásadní vliv na výslednou velikost zrna má správný způsob přípravy taveniny (tj. úprava taveniny–očkování a dolegování předslitiny na bázi Zr), což je v souladu s literaturou [6].

Tab. 9 Výsledky měření velikosti zrna odlitků 2, 3 a 4 ze slitiny Elektron 21

| Odlitek | 2 | 3 | 4 |
|---------------------------------|------------------|-------------------|----------------------|
| Velikost zrna [μm] | 60,79 \pm 9,38 | 53,57 \pm 11,14 | 56,05 \pm 11,4 |
| Způsob ochlazování | Volné chladnutí | Ofuk vzduchem | Zanoření do polymeru |



Obr. 37 Vyhodnocení velikosti zrna pro odlitky 2,3 a 4 slitiny Elektron 21.

2.3.4 Mechanické vlastnosti vzorků ze slitiny Elektron 21

Vyhodnocení mechanických vlastností probíhalo na základě výsledků zkoušky tahem a měření tvrdosti dle Brinella (HBW2,5/62,5) na vzorcích v litém stavu (LS) i po tepelném zpracování T6 (TZ). Výsledky zkoušky tahem vzorků ze slitiny Elektron 21 jsou uvedeny v **tab. 10**. Hodnoty mechanických vlastností (R_m , $R_{p0,2}$ a A) vykazují relativně konzistentní úroveň pro různé typy ochlazování, a proto lze konstatovat, že způsob ochlazování nemá zásadní vliv na mechanické vlastnosti slitiny Elektron 21.

Výsledky měření tvrdosti dle Brinella (HBW 2,5/62,5) jsou uvedeny v **tab. 11** pro odlitky v litém stavu i po tepelném zpracování. Hodnoty tvrdosti opět neukazují zásadní rozdíly mezi jednotlivými vzorky po různých způsobech ochlazování. Lze konstatovat, že zjištěné mechanické vlastnosti ze zkoušky tahem i hodnoty tvrdosti dle Brinella odpovídají předepsaným hodnotám pro slitinu Elektron 21 dle materiálových listů, kde jsou uvedeny minimální hodnoty $R_{p0,2} = 145$ MPa, $R_m = 248$ MPa a $A = 2$ %. Hodnoty předepsaných mechanických vlastností tak byly zcela splněny, zejména pak výsledné hodnoty tažnosti byly mnohem vyšší než minimální požadované.

Tab. 10 Výsledky zkoušky tahem pro dolitky v litém stavu (LS) a po tepelném zpracování (TZ) pro slitinu Elektron 21

| Odlitek | Způsob ochlazování | $R_{p0,2}$ [MPa] | | R_m [MPa] | | A [%] | |
|--|----------------------|------------------|-----|-------------|-----|-------|-----|
| | | LS | TZ | LS | TZ | LS | TZ |
| 2 | Volné chladnutí | 103,6 | 148 | 205,4 | 304 | 14 | 8,4 |
| 3 | Ofuk vzduchem | 101,4 | 149 | 207,3 | 306 | 12,2 | 8,9 |
| 4 | Zanoření do polymeru | 101,2 | 146 | 193,5 | 270 | 11,9 | 5,3 |
| Materiálový list LMT Elektron 21 ^{*)} | | – | 145 | – | 248 | – | 2 |

^{*)} Hodnoty mechanických vlastností dle výrobce – Luxfer MEL Technologies, UK

Tab. 11 Výsledky měření tvrdosti dle Brinella (HBW 2,5/62,5) vzorků odlitků ze slitiny Elektron 21

| Vzorek | 2 LS | 2 TZ | 3 LS | 3 TZ | 4 LS | 4 TZ |
|---------------------------|------|------|------|------|------|------|
| Průměrná hodnota tvrdosti | 53,4 | 71,2 | 52,3 | 72,6 | 51,8 | 69,3 |
| Směrodatná odchylka | 0,39 | 2,67 | 0,32 | 2,16 | 0,2 | 1,57 |

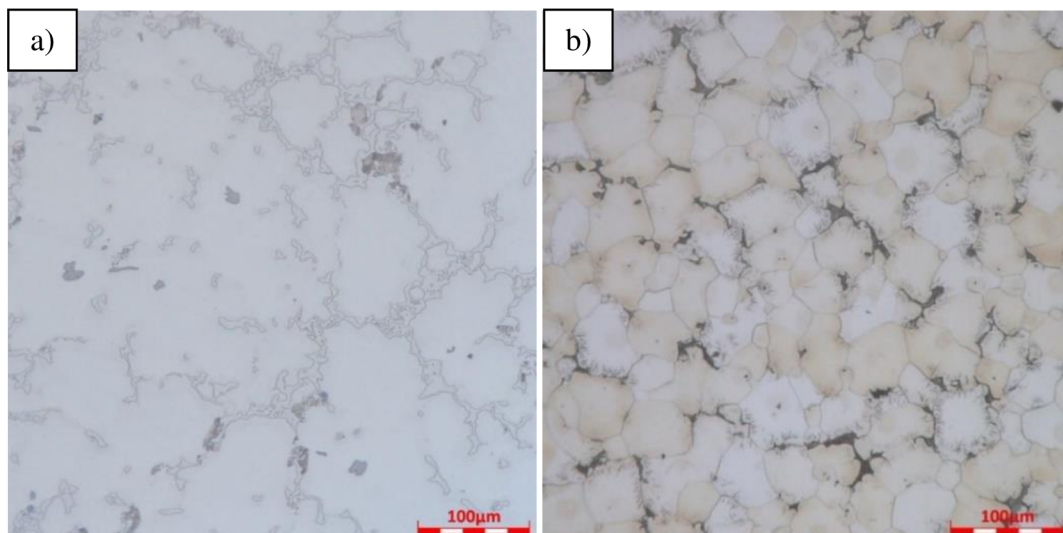
2.3.5 Vyhodnocení mikrostruktury vzorků slitiny AZ91E a WE43B v litém stavu a po tepelném zpracování

Mikrostruktura vzorků v litém stavu ze slitiny AZ91E (**obr. 38a**) je tvořena dendritickou strukturou tuhého roztoku α -Mg, eutektikem ($\alpha+\beta$) po hranicích dendritů a diskontinuálními případně kontinuálními precipitáty $\beta - Mg_{17}Al_{12}$.

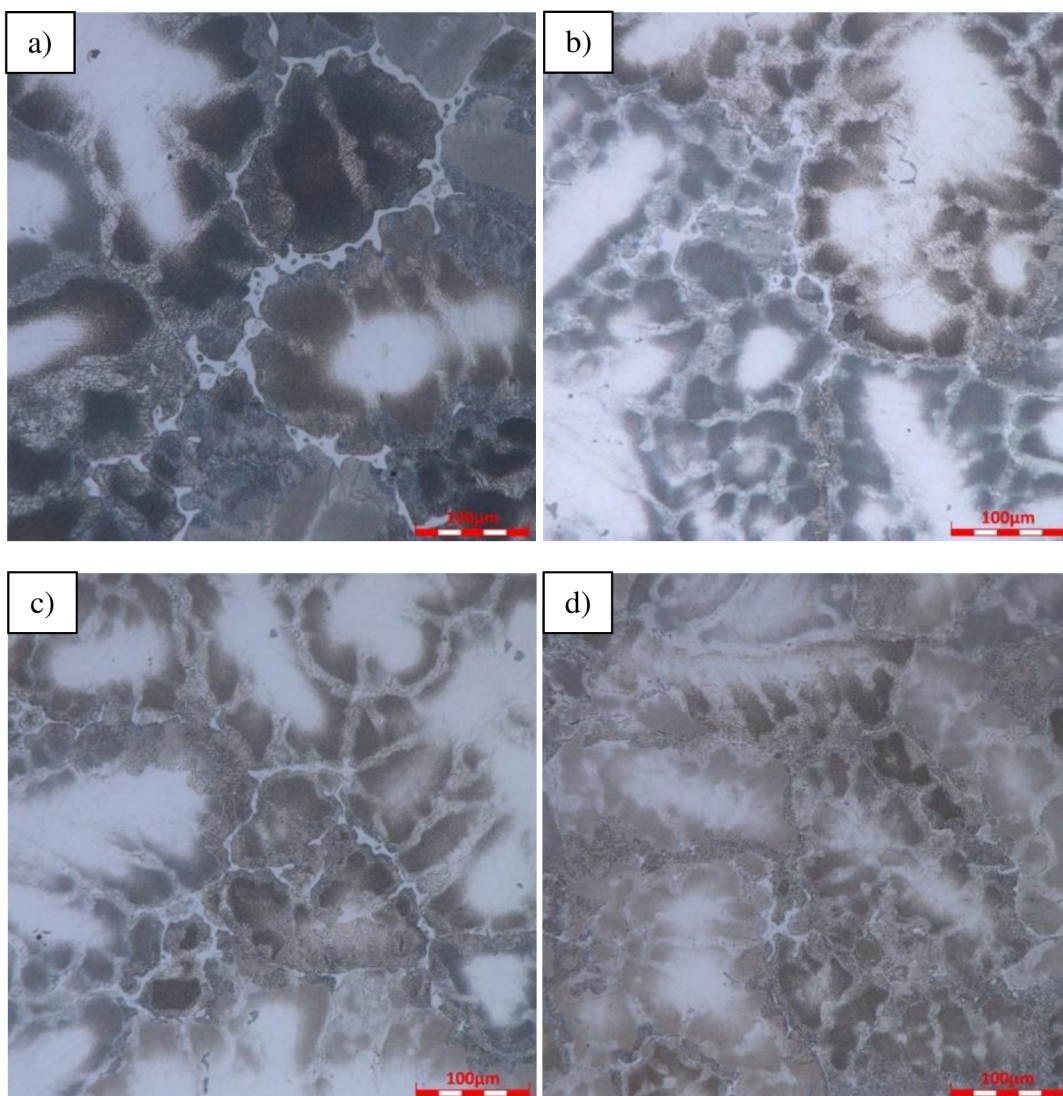
Mikrostruktura vzorků v litém stavu ze slitiny WE43B (**obr. 38b**) je tvořena polyedrickými zrny tuhého roztoku α -Mg, eutektikem a intermetalickými fázemi. Eutektikum $Mg_{17}Nd_2(Y, Gd)$ se tvoří na hranicích zrn jako neuzavřené síťové spolu s komplexními intermetalickými fázemi $Mg_{24}Y_5$, $Mg_{41}Nd_5$ a $Mg_{12}Nd$.

Struktura vzorků ze slitiny AZ91E po tepelném zpracování T6 je tvořena polyedrickými zrny α -Mg společně s převážně diskontinuálními precipitáty vyloučenými na hranicích zrna. Struktura vzorků s odlišnou tloušťkou stěny odlitku (16 mm, 9 mm, 6 mm a 3 mm) ze slitiny AZ91E a různými způsoby ochlazování keramické formy s taveninou je zobrazena na **obr. 39** (ofuk vzduchem), na **obr. 40** (zanoření do polymeru) a na **obr. 41** (volné ochlazení).

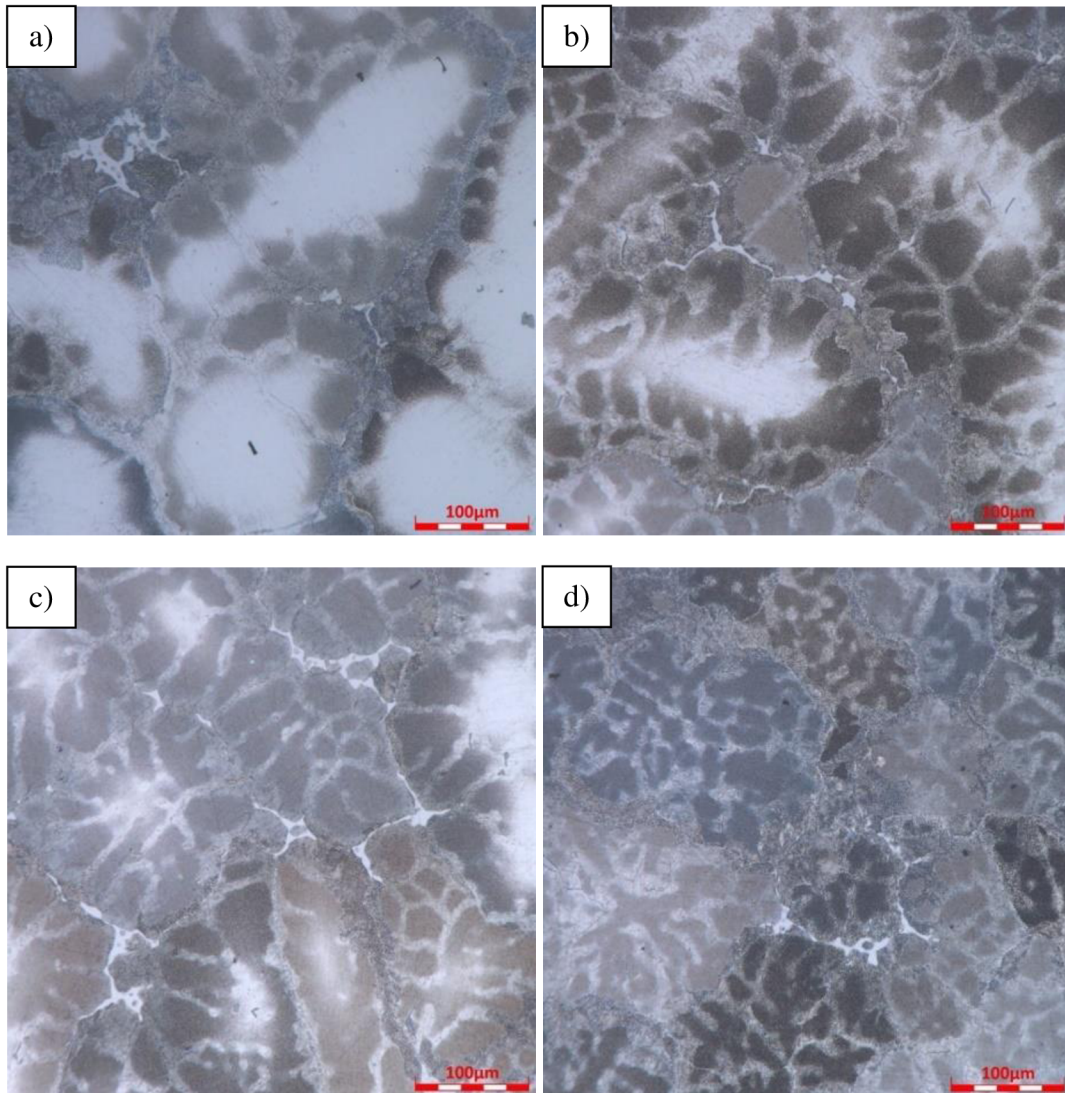
Struktura vzorků ze slitiny WE43B po tepelném zpracování T6 je tvořena polyedrickými zrny tvořených tuhým roztokem α -Mg a intermetalickými fázemi. Struktura vzorků s odlišnou tloušťkou stěny odlitku (16 mm, 9 mm, 6 mm a 3 mm) ze slitiny WE43B a různými způsoby ochlazování keramické formy s taveninou je zobrazena na **obr. 42** (ofuk vzduchem), na **obr. 43** (zanoření do polymeru) a na **obr. 44** (volné ochlazení).



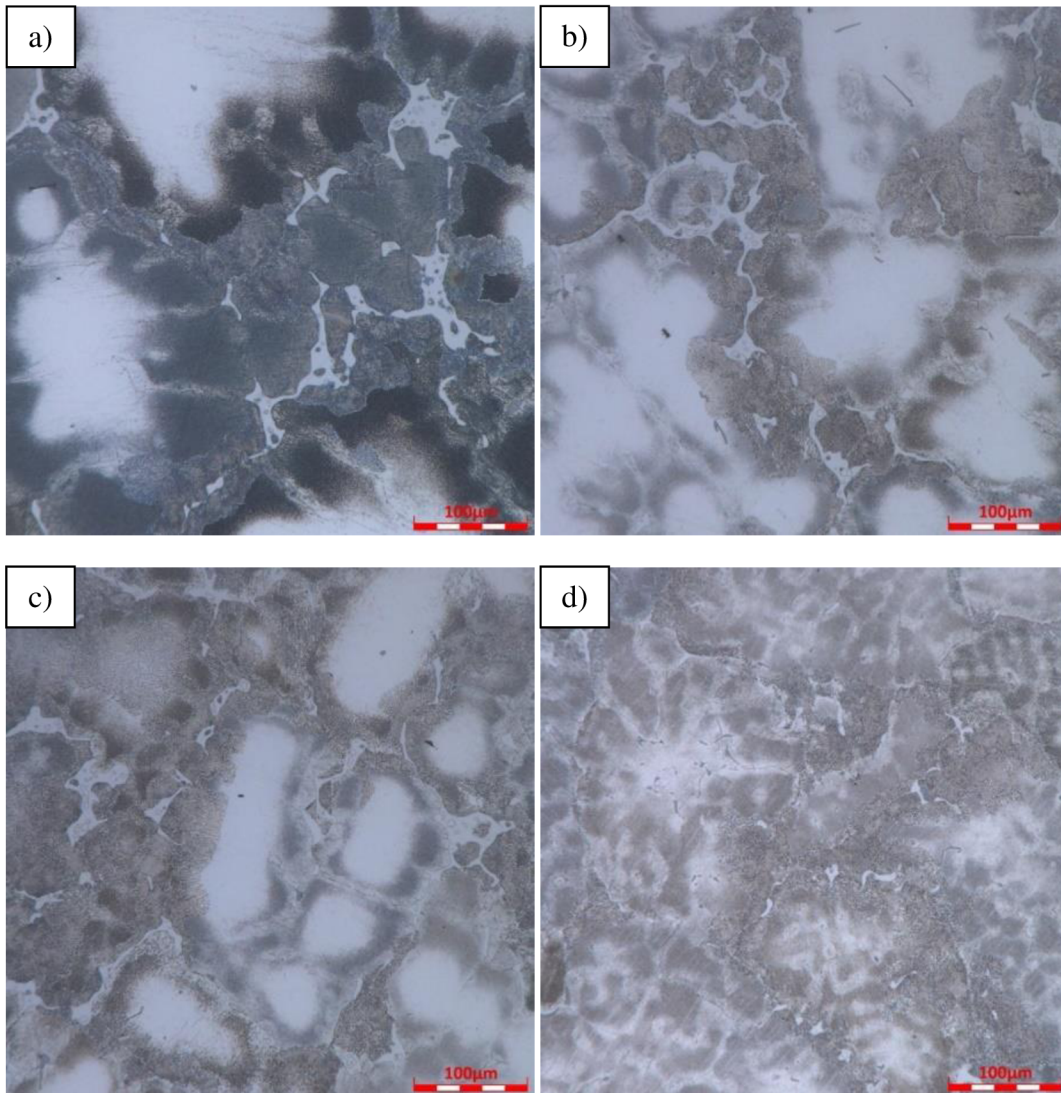
Obr. 38 Mikrostruktura odlitků v litém stavu, původní zvětšení 600x a) AZ91E b) WE43B



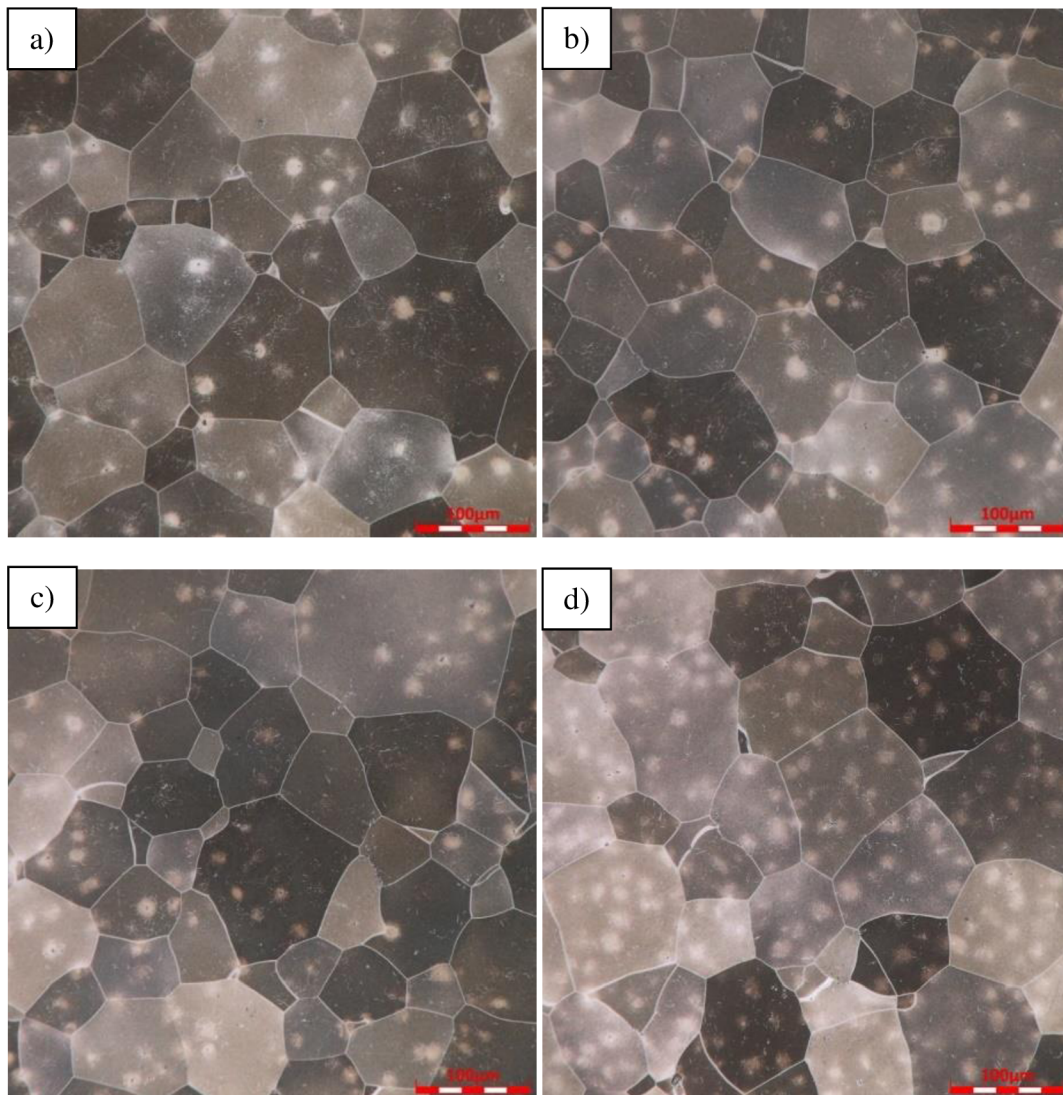
Obr. 39 Mikrostruktura odlitku 1 (ofuk vzduchem) slitiny AZ91E po tepelném zpracování pro rozdílné tloušťky stěny, původní zvětšení 600x,
 a) tloušťka 16 mm, b) tloušťka 9 mm, c) tloušťka 6 mm, d) tloušťka 3 mm



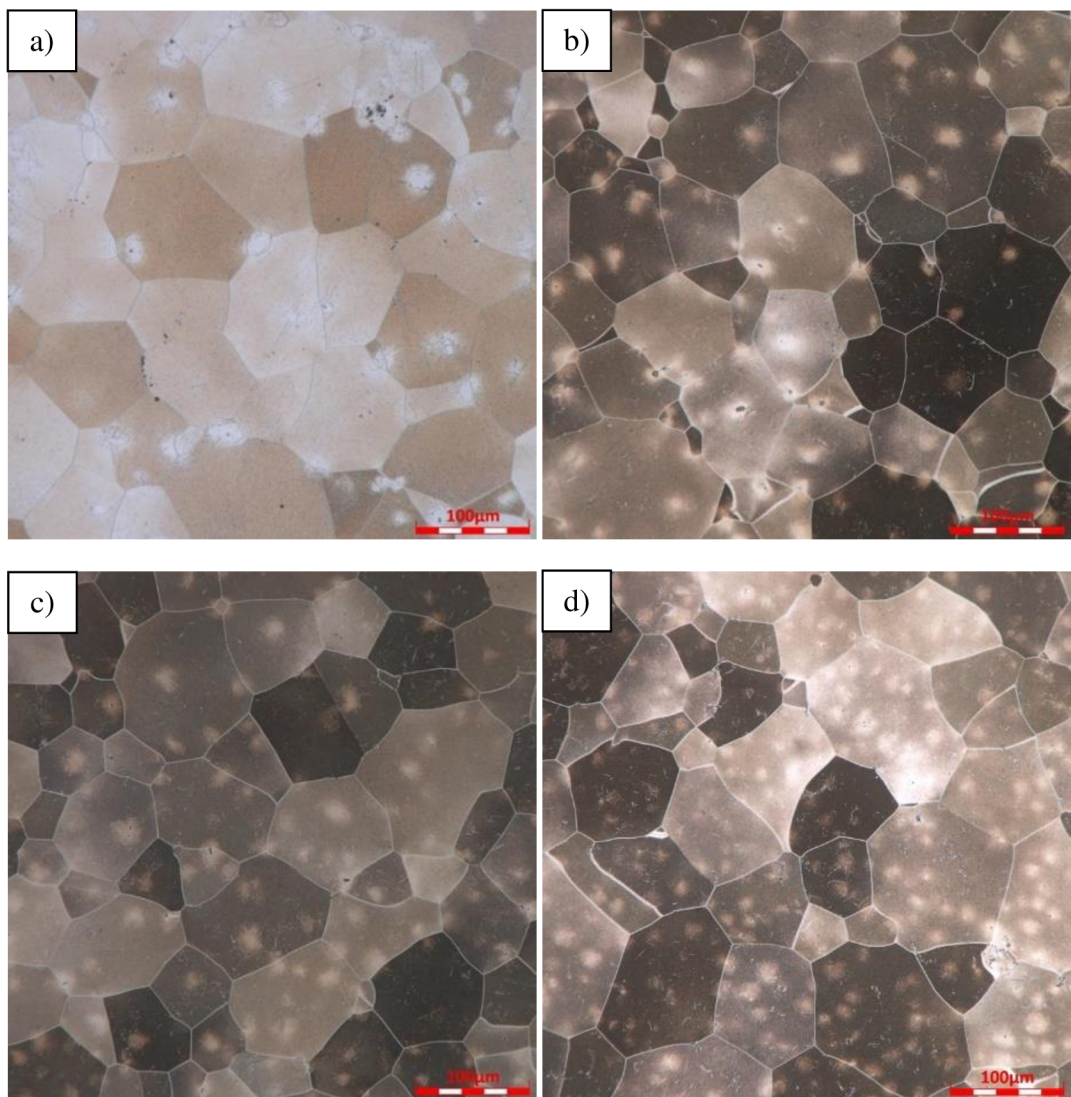
Obr. 40 Mikrostruktura odlitku 2 (zanoření do polymeru) slitiny AZ91E po tepelném zpracování pro rozdílné tloušťky stěn, původní zvětšení 600x,
a) tloušťka 16 mm, b) tloušťka 9 mm, c) tloušťka 6 mm, d) tloušťka 3 mm



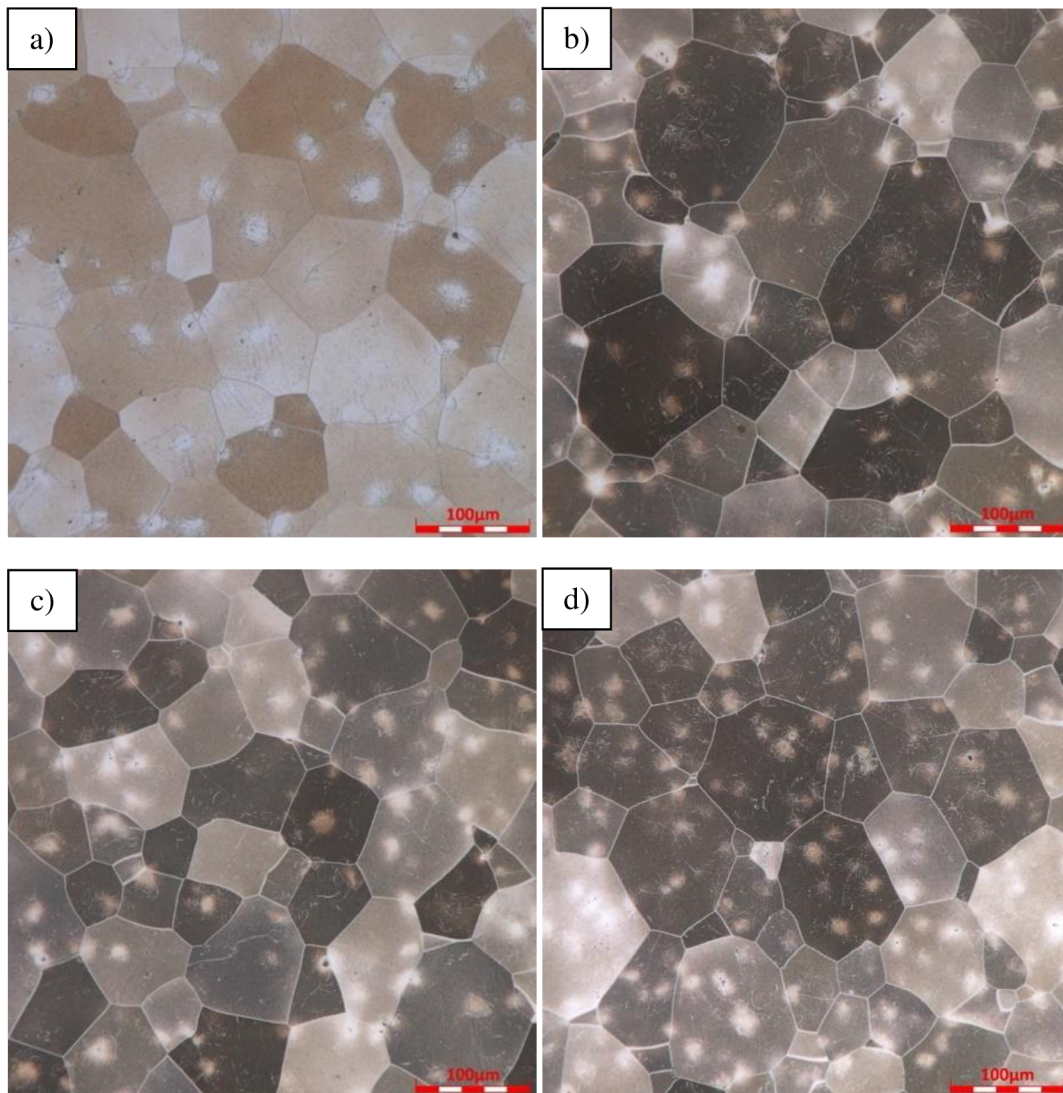
Obr. 41 Mikrostruktura odlitku 3 (volné ochlazení) slitiny AZ91E po tepelném zpracování pro rozdílné tloušťky stěny, původní zvětšení 600x,
a) tloušťka 16 mm, b) tloušťka 9 mm, c) tloušťka 6 mm, d) tloušťka 3 mm



Obr. 42 Mikrostruktura odlitku 16 (ofuk vzduchem) ze slitiny WE43B po tepelném zpracování pro rozdílné tloušťky stěny, původní zvětšení 600x,
a) tloušťka 16 mm, b) tloušťka 9 mm, c) tloušťka 6 mm, d) tloušťka 3 mm



Obr. 43 Mikrostruktura odlitku 17 (zanoření do polymeru) ze slitiny WE43B po tepelném zpracování pro rozdílné tloušťky stěny, původní zvětšení 600x,
a) tloušťka 16 mm, b) tloušťka 9 mm, c) tloušťka 6 mm, d) tloušťka 3 mm

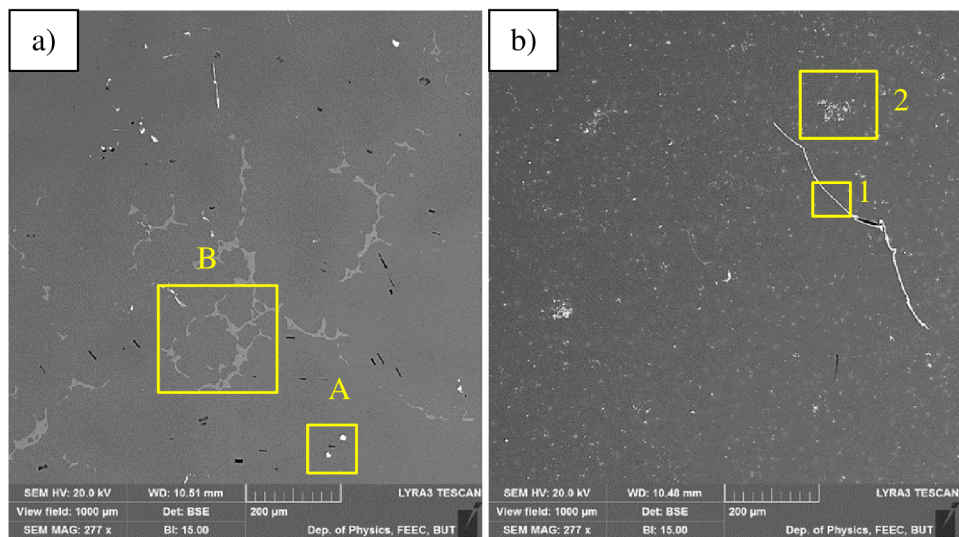


Obr. 44 Mikrostruktura odlitku 18 (volné ochlazení) ze slitiny WE43B po tepelném zpracování pro rozdílné tloušťky stěny, původní zvětšení 600x,
 a) tloušťka 16 mm, b) tloušťka 9 mm, c) tloušťka 6 mm, d) tloušťka 3 mm

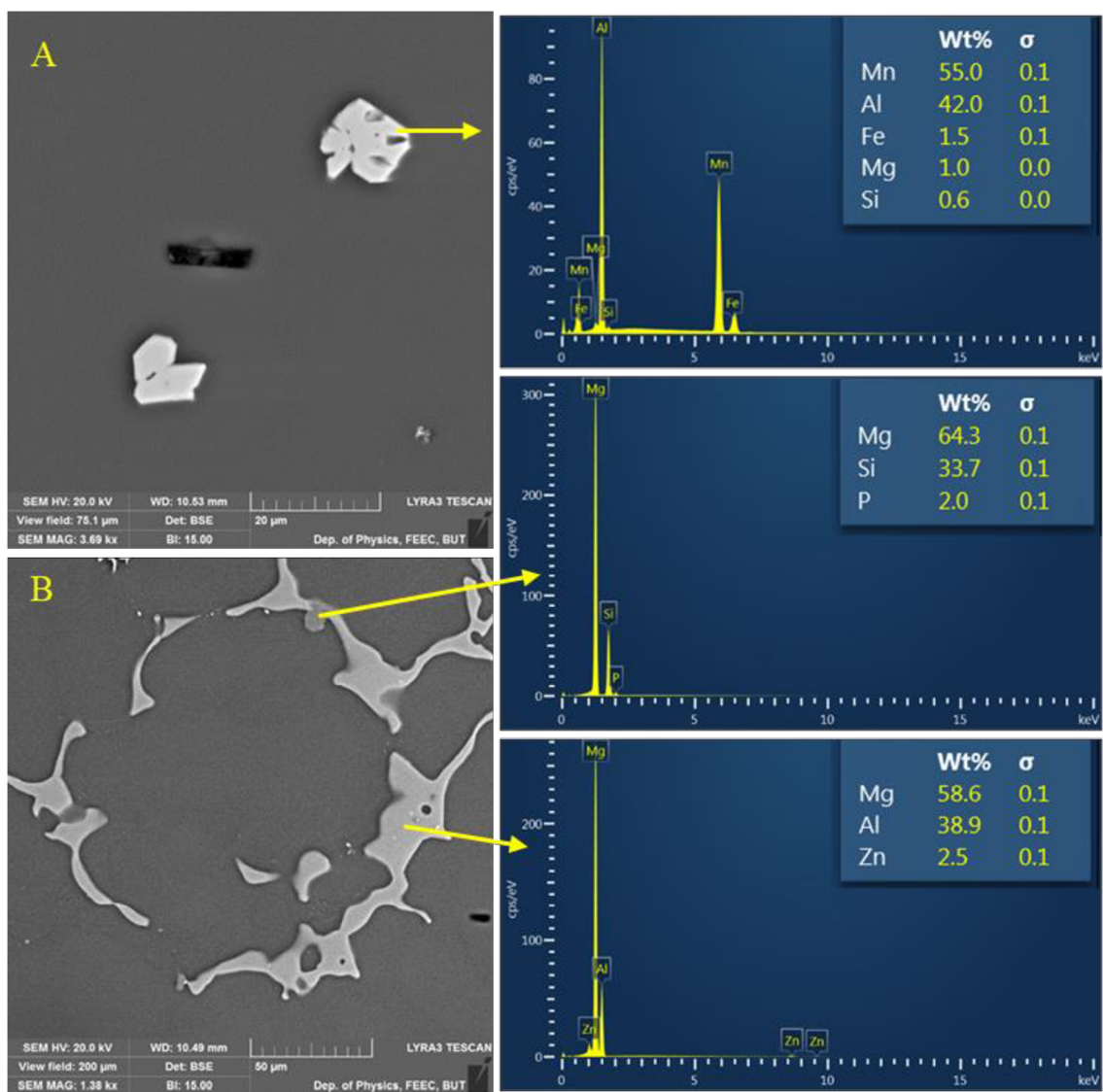
2.3.6 Mikrostrukturní analýza chemického složení (AZ91E a WE43B)

Místa, kde byla prováděna mikroanalýza chemického složení u vzorků ze slitiny AZ91E jsou vyznačené na **obr. 45a**. Chemické složení pro místa A a B je zobrazeno na **obr. 46**. V místě A se nachází fáze na bázi Mn–Al–Fe–Mg–Si. V místě B byly zkoumány dvě oblasti s vyloučenými fázemi na bázi Mg–Si–P a Mg–Al–Zn.

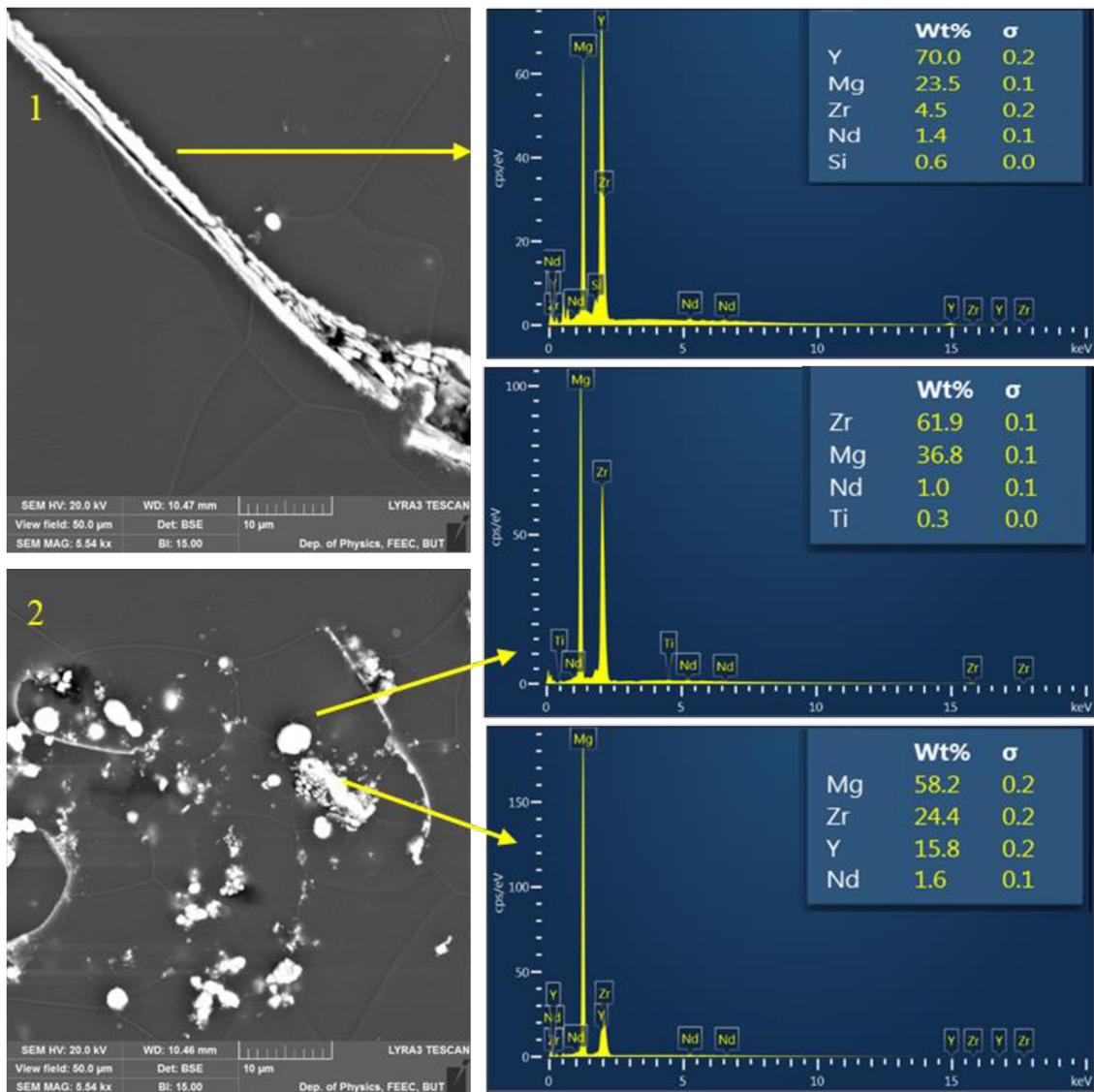
Pro slitinu WE43B jsou analyzovaná místa vyznačena na **obr. 45b**. V místě 1 se nachází fáze na bázi Y–Mg–Zr–Nd–Si a v oblasti 2 se nachází jednak fáze na bázi Zr–Mg–Nd–Ti a také na bázi Mg–Zr–Y–Nd (**obr. 47**).



Obr. 45 SEM snímky s vyznačením oblastí EDS mikroanalýzy chemického složení a) slitina AZ91E, b) slitina WE43B



Obr. 46 Mikroanalýza chemického složení vyloučených fází ve vybraných místech A a B (viz obr. 45a) u slitiny AZ91E

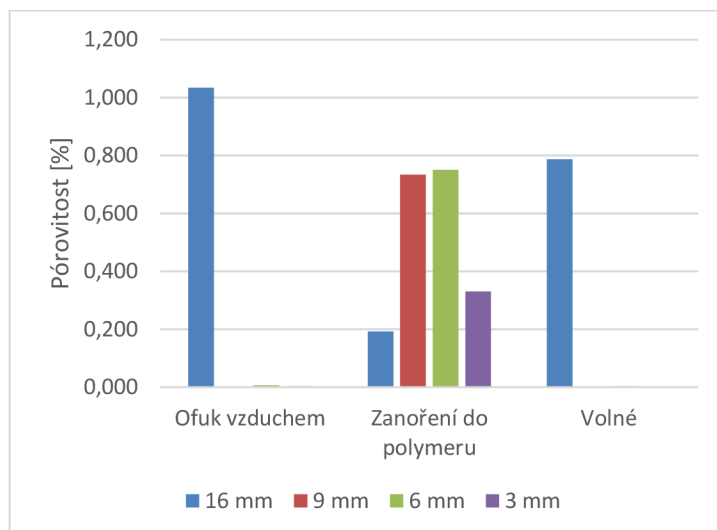


Obr. 47 Mikroanalýza chemického složení vyloučených fází ve vybraných místech 1 a 2 (viz **Obr. 45b**) u slitiny WE43B

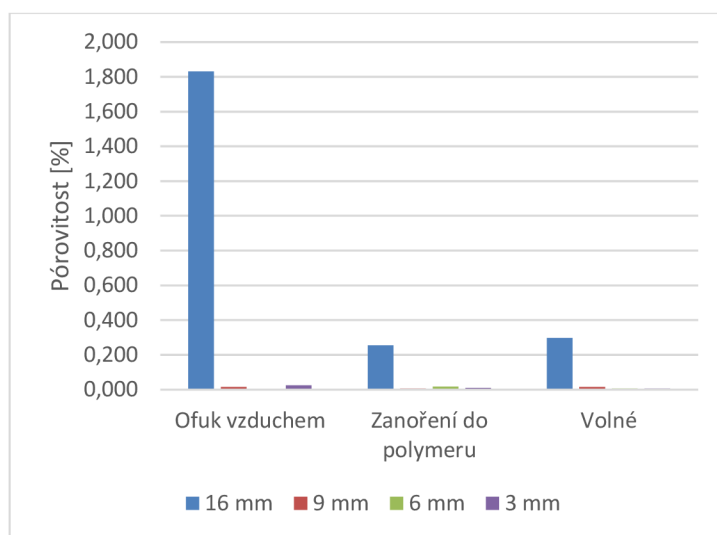
2.3.7 Pórovitost pro různé tloušťky stěny odlitků ze slitin AZ91E a WE43B

Pórovitost byla hodnocena na metalografických výbrusech v neleptaném stavu u všech odlitků ze slitin AZ91E i WE43B. Získané výsledky jsou zobrazeny v grafech na **obr. 48** pro slitinu AZ91E a na **obr. 49** pro slitinu WE43B. Nejvyšší hodnoty pórovitosti byly analyzovány u obou slitin u vzorků s nejvyšší tloušťkou stěny odlitku (16 mm) a při způsobu ochlazování ofukem vzduchu. Zvýšená porozita může být v této části odlitku způsobena nakupením a nedostatečným odvodem plynů nebo uspořádáním vtokové soustavy s nedostatečným dosazováním v průběhu tuhnutí.

Mírně zvýšené hodnoty pórovitosti byly analyzovány u vzorků ze slitiny AZ91E při ochlazení zanořením do polymeru, což může ukazovat na příliš velkou rychlost ochlazování tohoto konkrétního odlitku a uspořádání jeho vtokové soustavy, avšak je nutno podotknout, že celkově porozita dosahuje hodnot pod 1 %, a proto lze dosažené hodnoty považovat za velmi dobré.



Obr. 48 Vyhodnocení pórovitosti pro slitinu AZ91E po tepelném zpracování pro různé způsoby ochlazování a odlišné tloušťky stěn odlitku



Obr. 49 Vyhodnocení pórovitosti pro slitinu WE43B po tepelném zpracování pro různé způsoby ochlazování a odlišné tloušťky stěn odlitku

2.3.8 Měření tvrdosti odlitků ze slitin AZ91E a WE43B

Měření tvrdosti odlitků ze slitin AZ91E a WE43B v litém stavu a po tepelném zpracování probíhalo v souladu s normou ČSN EN ISO 6506-1. Naměřené hodnoty tvrdosti dle Brinella HBW 2,5/62,5 (**tab. 12**) odpovídají hodnotám předepsaných v materiálových listech obou slitin AZ91E i WE43B.

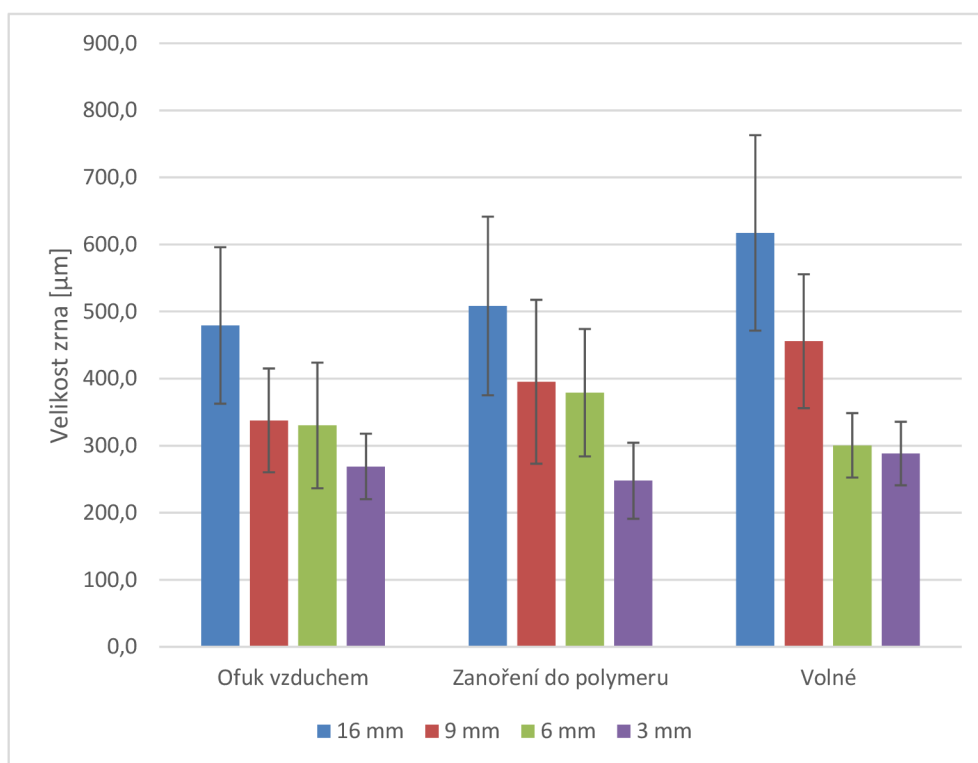
Tab. 12 Výsledky měření tvrdosti dle Brinella (HBW 2,5/62,5) na odlitcích ze AZ91E a WE43B

| Vzorek | AZ91E LS | AZ91E T6 odlitek 1 | AZ91E T6– odlitek 2 | AZ91E T6 – odlitek 3 |
|---------|------------|---------------------|---------------------|----------------------|
| Tvrđost | 53,4 ±1,11 | 66,1 ±2,24 | 62,9 ±2,22 | 63,3 ±0,9 |
| Vzorek | WE43B LS | WE43B T6 odlitek 16 | WE43B T6 odlitek 17 | WE43B T6 odlitek 18 |
| Tvrđost | 57,5 ±0,68 | 81,2 ±1,08 | 82 ±0,67 | 86,3 ±0,78 |

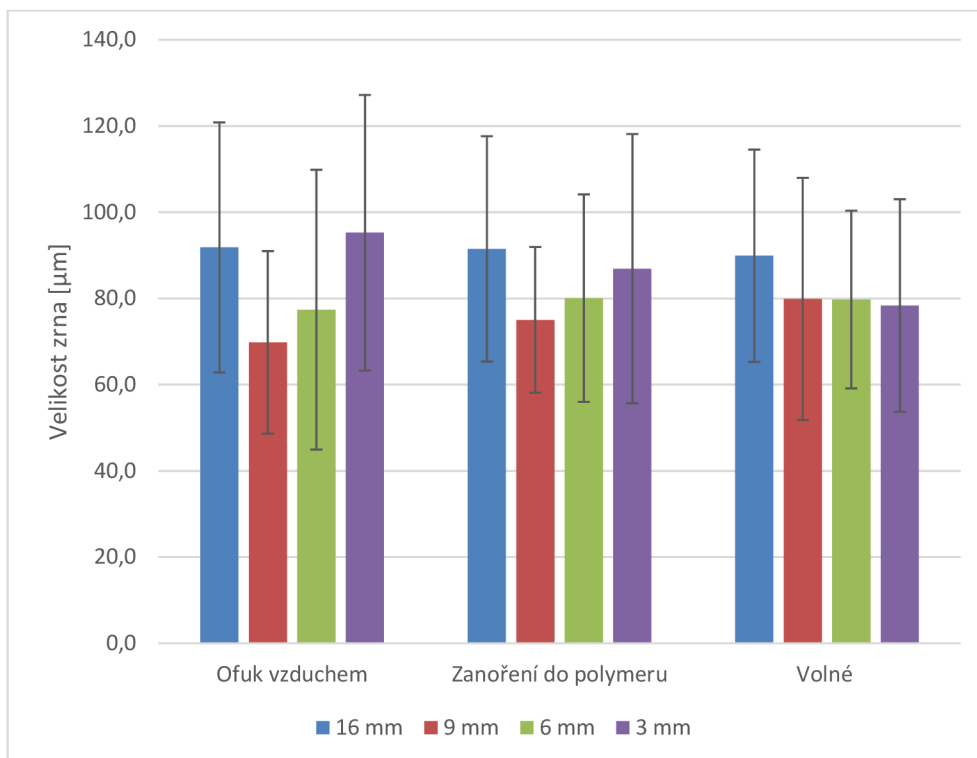
2.3.9 Vyhodnocení velikosti zrna odlitků ze slitin AZ91E a WE43B po různých způsobech ochlazování

Vliv způsobu ochlazování a rozdílné tloušťky odlitku je pro slitinu AZ91E zobrazen na **obr. 50**. Nejvyšší hodnoty velikosti zrna pro každý druh ochlazování byly naměřeny při největší tloušťce odlitku 16 mm. Pro nejmenší tloušťku odlitku 3 mm bylo vždy dosaženo nejnižších velikostí zrna. Při každém způsobu ochlazování se ukazuje klesající trend velikosti zrna v závislosti na snižující se tloušťce stěny odlitku (tzn. rostoucí rychlost ochlazování). U slitiny AZ91E je pozorována pro všechny získané vzorky závislost metody ochlazování a tloušťky stěny odlitku (rychlosti ochlazování) na výsledné velikosti zrna materiálu. Nejmenších hodnot velikosti zrna bylo dosaženo progresivními způsoby ochlazování ofukem vzduchu a zanořením do polymeru v porovnání s velikostí zrna dosaženou volným chladnutím.

Pro slitinu WE43B jsou získané výsledky velikosti zrna zobrazeny na **obr. 51**. Ze získaných výsledků je patrné, že u tohoto typu slitin způsob ochlazování a tloušťka stěny odlitku nemá vliv na výslednou velikost zrna, kterou lze v rámci experimentálního rozptylu naměřených hodnot považovat prakticky za totožnou pro všechny způsoby ochlazování a tloušťky stěny. Při odlévání odlitků ze slitiny WE43B tak lze uzpůsobovat podmínky odlévání pro konkrétní tvar odlitku zejména z hlediska dosažení materiálu při jeho tuhnutí bez rizika negativního růstu velikosti zrna a zhoršení výsledných mechanických vlastností při nižších rychlostech ochlazování.



Obr. 50 Vyhodnocení velikosti zrna vzorků ze slitiny AZ91E pro odlišné způsoby ochlazování a rozdílné tloušťky stěny odlitku

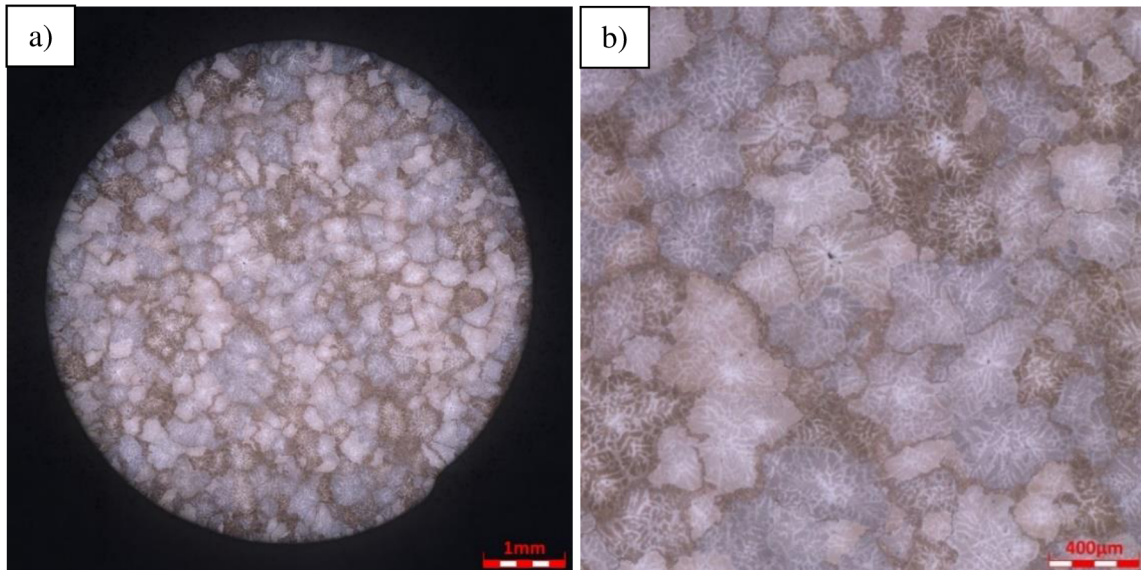


Obr. 51 Vyhodnocení velikosti zrna vzorků ze slitiny WE43B pro odlišné způsoby ochlazení a rozdílné tloušťky stěny odlitku

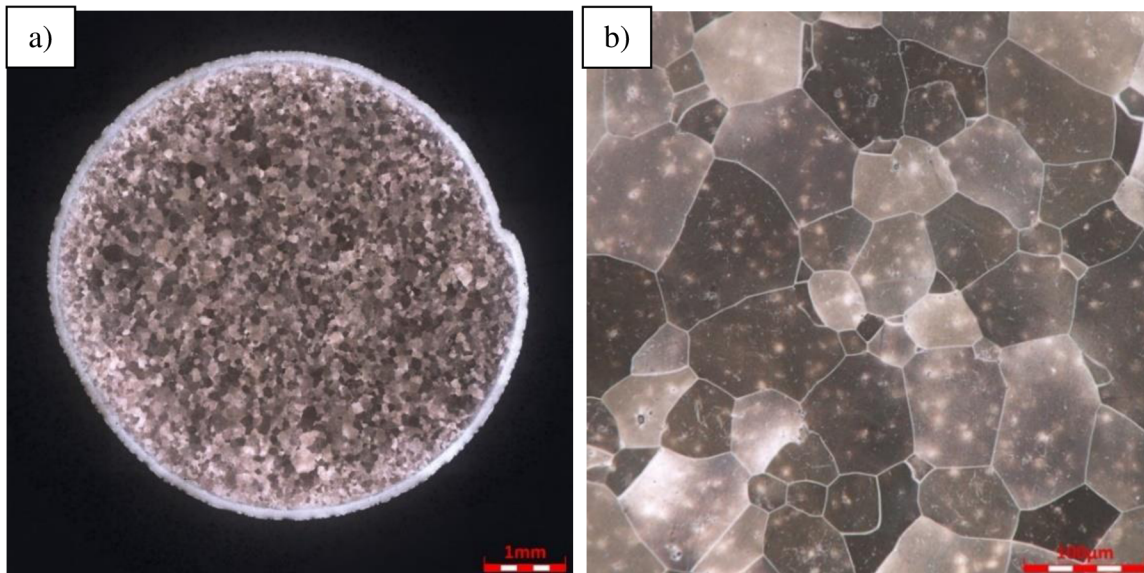
2.3.10 Mikrostruktura válcových zkušebních tyčí ze slitiny AZ91E a WE43B

Mikrostruktura zkušební válcové tyče pro zkoušku tahem ze slitiny AZ91E je zobrazena na **obr. 52a** a ze slitiny WE43B na **obr. 53a**. Mikrostruktura obou slitin je po tepelném zpracování T6 (rozpouštěcí žíhání + umělé stárnutí).

Mikrostruktura vzorků ze slitiny AZ91E (**obr. 52a**) po tepelném zpracování T6 je tvořena polyedrickými zrny tuhého roztoku α -Mg s diskontinuálními precipitáty vyloučenými po hranicích zrna. Struktura vzorků ze slitiny WE43B (**obr. 53b**) po tepelném zpracování T6 je tvořena polyedrickými zrny tvořených tuhým roztokem α -Mg a intermetalickými fázemi.



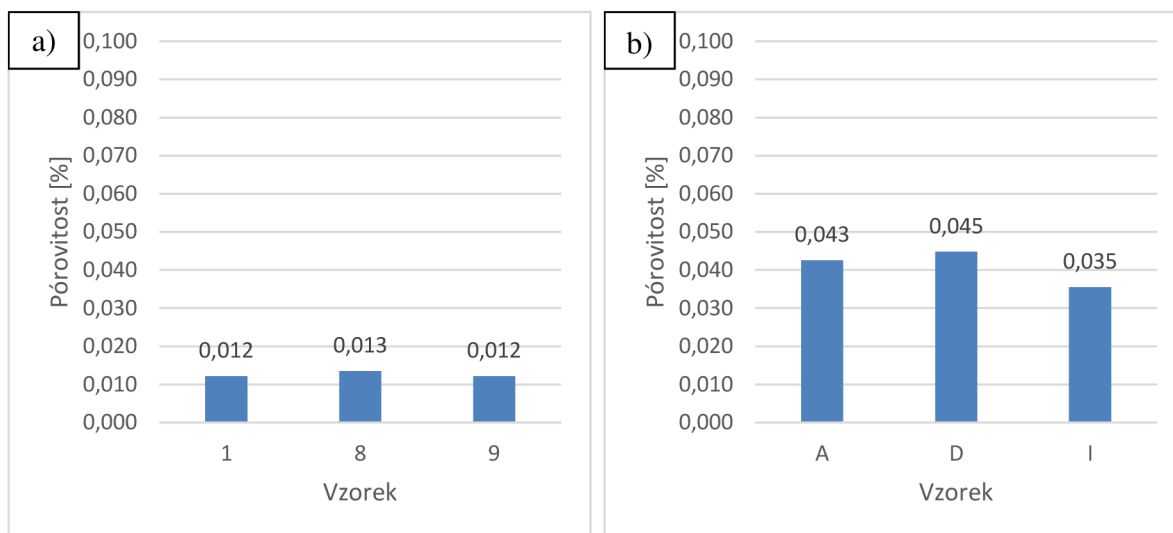
Obr. 52 Mikrostruktura odlitku zkušební tyče 1 ze slitiny AZ91E a) snímek zkušební tyče (mapa, původní zvětšení 200x), b) struktura zkušební tyče, původní zvětšení 600x



Obr. 53 Mikrostruktura odlitku zkušební tyče A ze slitiny WE43B a) snímek zkušební tyče (mapa, původní zvětšení 200x), b) struktura zkušební tyče, původní zvětšení 600x

2.3.11 Pórovitost válcových zkušebních tyčí (AZ91E a WE43B)

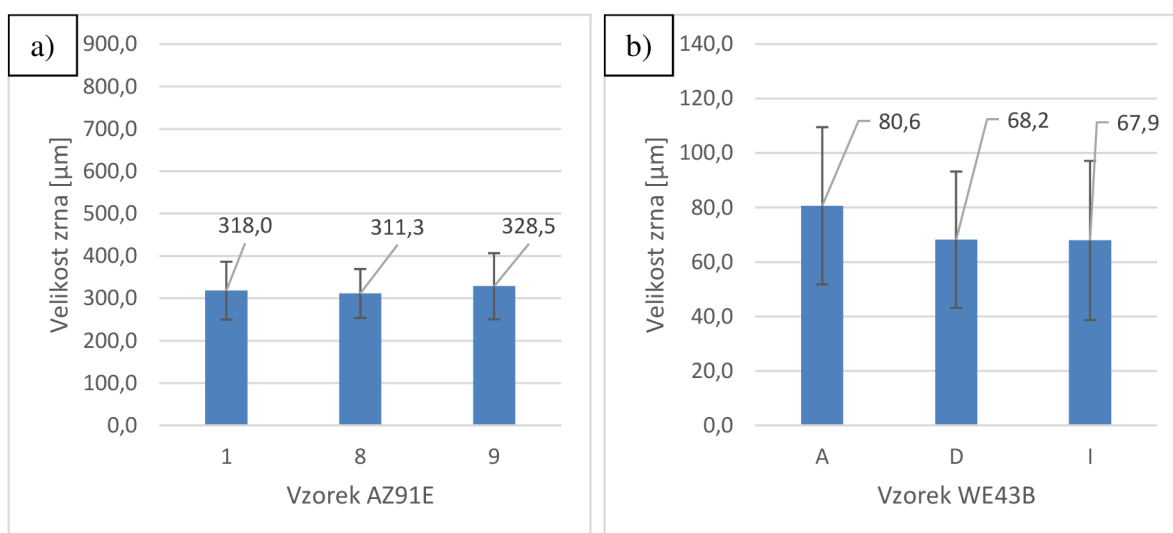
Výsledky měření pórovitosti válcových tyčí pro zkoušku tahem ze slitiny AZ91E (obr. 30) je zobrazeno na obr. 54a a ze slitiny WE43B (obr. 31) je zobrazeno na obr. 54b. V obou případech bylo dosaženo velmi nízkých hodnot pórovitosti odlitků (do 0,1 %). Výsledky tak dokazují velmi kvalitně vyrobené odlitky s nízkou vnitřní pórovitostí.



Obr. 54 Pórovitost vzorků válcových zkušebních tyčí a) slitina AZ91E, b) slitina WE43B

2.3.12 Velikost zrna válcových zkušebních tyčí ze slitiny AZ91E a WE43B

Na obr. 55a jsou zobrazeny naměřené hodnoty velikosti zrna pro slitinu AZ91E ochlazenou pomocí ofukem vzduchu. Průměrná velikost zrna vzorků ze slitiny AZ91E byla naměřena 320 μm . Pro slitinu WE43B jsou naměřené hodnoty vyneseny do grafu na obr. 55b. Průměrná hodnota velikosti zrna vzorků ze slitiny WE43B byla stanovena na 72 μm .



Obr. 55 Velikost zrna vzorků válcových zkušebních tyčí ze slitiny a) AZ91E, b) WE43B

2.3.13 Mechanické vlastnosti válcových zkušebních tyčí ze slitiny AZ91E a WE43B

Na válcových zkušebních tyčích byla provedena zkouška tahem a získané hodnoty jsou uvedeny v **tab. 13**. Pro slitinu AZ91E jsou zkušební tyče označené 1 až 9 a pro slitinu WE43B A až I. Mechanické vlastnosti odlitků ze slitiny AZ91E dosahují mírně nižších hodnot, než je požadováno dle materiálového listu. Mírný pokles pevnostních charakteristik byl způsoben nedokonalým tepelným zpracováním (doba umělého stárnutí) u zahraničního partnera, ale zároveň lze konstatovat mírný nárůst tažnosti.

Výsledné pevnostní charakteristiky i tažnost vzorků ze slitiny WE43B ve stavu po tepelném zpracování T6 na druhou stranu významně překonaly hodnoty uvedené v materiálovém listu.

Tab. 13 Vyhodnocení mechanických vlastností ze zkoušky tahem pro vzorky zkušebních tyčí 1 až 9 ze slitiny AZ91E, a vzorků zkušebních tyčí A až I ze slitiny WE43B [21; 45]

| Zkušební tyč | R _m [MPa] | R _{p0,2} [MPa] | A [%] | Zkušební tyč | R _m [MPa] | R _{p0,2} [MPa] | A [%] |
|--------------------------|----------------------|-------------------------|-------|--|----------------------|-------------------------|-------|
| 1 | 238,2 | 130,9 | 2,9 | A | 282,4 | 190,7 | 6,6 |
| 2 | 230,6 | 132,8 | 2,5 | B | 281,9 | 193,8 | 6,0 |
| 3 | 232,0 | 144,0 | 2,5 | C | 267,0 | 187,2 | 4,1 |
| 4 | 228,2 | 140,4 | 2,3 | D | 280,7 | 190,9 | 7,2 |
| 5 | 234,7 | 137,6 | 2,6 | E | 274,9 | 185,6 | 6,0 |
| 6 | 232,5 | 146,2 | 2,2 | F | 275,3 | 189,1 | 5,8 |
| 7 | 233,4 | 139,4 | 2,6 | G | 267,3 | 187,0 | 4,3 |
| 8 | 232,3 | 151,1 | 2,3 | H | 276,6 | 190,4 | 6,5 |
| 9 | 238,0 | 130,7 | 2,7 | I | 275,1 | 195,5 | 6,9 |
| Průměr | 233,3 | 139,2 | 2,5 | Průměr | 275,7 | 190,0 | 5,9 |
| Norma ČSN EN 1753 | 240 | 150 | 2 | materiálový list LMT WE43B^{*)} | 220 | 172 | 2 |

^{*)} Údaje dle výrobce—Luxfer MEL Technologies, UK

3 Diskuze

Jedním z hlavních důvodů, proč nejsou doposud hořčikové slitiny běžně odlévány pomocí metody přesného lití, jsou probíhající reakce mezi taveninou a formou, protože běžně používané formovací materiály obsahují oxid křemičitý, který následně reaguje s hořčíkem, jak je podrobně rozebíráno v článcích [32; 46]. Pro tuto experimentální část práce se však podařilo odlít velice kvalitní odlitky metodou přesného lití ze slitin AZ91E, WE43B a Elektron 21, jak bylo ukázáno při vyhodnocení hodnot pórovitosti v odlitcích v experimentální části na **obr. 35**, **obr. 48**, **obr. 49** a **obr. 54**. Ve všech případech bylo dosaženo nízkých hodnot pórovitosti (do 0,1 %), pouze v ojedinělých případech došlo k navýšení hodnot pod 1 %, což bylo způsobeno nakupením a nedostatečným odvodem plynů nebo uspořádáním vtokové soustavy s nedostatečným dosazováním v průběhu tuhnutí.

Pozorované mikrostruktury v litém stavu (**obr. 32** a **obr. 38**) i po tepelném zpracování T6 (**obr. 39**, **obr. 42**, **obr. 52** a **obr. 53**) obsahují shodné fáze v mikrostruktuře zmíněné v literatuře [40; 41; 42; 43]. V této experimentální části byly dosažené mechanické vlastnosti odlitků získaných ze zkoušky tahem vyneseny do tabulek (**tab. 10** a **tab. 13**) a porovnány s požadavky dle materiálových listů [21; 45; 47] analyzovaných slitin.

Cílem této práce bylo zkoumání vlivu způsobu ochlazování (rychlosti ochlazování) na výslednou velikost zrna. Získané hodnoty velikosti zrn jsou zobrazeny v grafech pro slitinu AZ91E (**obr. 50**), WE43B (**obr. 51**) a Elektron 21 (**obr. 37**). Velikost zrna obecně silně ovlivňuje výsledné vlastnosti odlitků. Z Hall-Petchovy rovnice plyne závislost mezi velikostí zrna a mechanickými vlastnostmi (mez kluzu a tvrdost). Jemnozrnná struktura má větší podíl hranic zrn a tím je zvýšená její odolnost proti plastické deformaci, protože hranice zrn slouží jako překážky pro pohyb dislokací.

U slitiny AZ91E byla pozorována dominantní závislost výsledné velikosti zrna na rychlosti ochlazování. Experimenty byly prováděny pro různé metody ochlazování jako ofuk vzduchem, zanoření do polymeru a volné chladnutí současně s rozdílnou tloušťkou analyzovaných odlitků. Tato zjištěná závislost je v souladu s výsledky uvedenými v literatuře [48; 49], kde byla také vyhodnocena závislost výsledných mechanických vlastností (velikost zrna) na rychlosti ochlazování. S. Lun Sin ve svém článku [50] při přesném lití slitiny AZ91 získal vyšší hodnotu pórovitosti nad 1 % (pro 3 mm tloušťku odlitku). Velikost zrna porovnává dle teploty odlévání, teploty formy a tloušťky. Pro 3 mm odlitek se velikost zrna pohybuje okolo 140 μm před tepelným zpracováním.

Dosažené výsledky u hořčikových slitin na bázi Mg–Zr–RE (slitiny WE43B a Elektron 21) prokázaly, že u tohoto typu slitin způsob ochlazování a tloušťka stěny odlitku nemá vliv na výslednou velikost zrna, kterou lze v rámci experimentálního rozptylu naměřených hodnot považovat prakticky za totožnou pro všechny způsoby ochlazování a tloušťky stěny. Zirkonium přítomné v těchto slitinách má výrazný vliv na zjemnění zrna a nedochází tak k jeho zvětšování vlivem pomalejšího ochlazování odlitku. Z praktického hlediska to znamená, že je možné uzpůsobovat podmínky odlévání pro konkrétní tvar odlitku, zejména z hlediska bezpečného dosazení materiálu při jeho tuhnutí bez rizika negativního růstu velikosti zrna a zhoršení výsledných mechanických vlastností při nižších rychlostech

ochlazování. Tyto závěry jsou v dobrém souladu s literaturou [51], kde byl studován vliv obsahu zirkonia u slitin na bázi Mg–Zr–RE, resp. procentuální zastoupení legujících prvků na výslednou velikost zrna.

Závěr

Hlavním cílem této diplomové práce bylo vyhodnocení velikosti zrna v závislosti na rychlosti ochlazování odlitků z hořčíkových slitin AZ91E, WE43B a Elektron 21 vyhotovených metodou přesného lití. Velikost zrna struktury materiálů velmi ovlivňuje výsledné mechanické vlastnosti dle Hall-Petchovy rovnice. Lepších vlastností dosahují materiály s menší velikostí zrna kvůli vyššímu podílu hranic zrn, které tvoří překážky pro následný pohyb dislokací, který je projevem plastické deformace materiálu.

Silný vliv rychlosti ochlazování na výslednou velikost zrna a tím na mechanické vlastnosti byl prokázán u slitiny AZ91E, kde získané výsledky vykazují trend závislosti zmenšujícího se zrna s rychlejší rychlostí ochlazování. Tato závislost byla prokázána pomocí rozdílných tloušťek stěny odlitků (čím menší tloušťka stěny odlitku, tím je rychlejší rychlost ochlazování). Experiment byl vyhodnocen na odlitcích o velikosti stěny 3 mm, 6 mm, 9 mm a 16 mm pro tři různé metody ochlazování (ofuk vzduchem, volné chladnutí a zanoření do polymeru). Ve všech případech byla závislost rychlosti ochlazování na velikosti zrna potvrzena.

Pro slitiny na bázi Mg–Zr–RE (WE43B a Elektron 21) tato závislost prokázána nebyla. Velikosti zrna pro odlišné tloušťky odlitků lze považovat v rámci experimentálního rozptylu za téměř totožnou pro všechny analyzované případy. Tato skutečnost je způsobena přítomností zirkonia, jehož přítomnost zjemňuje velikost zrna bez ohledu na rychlost ochlazování. Způsob odlévání odlitků z těchto slitin je možné přizpůsobit faktorům ovlivňující zabíhavost taveniny do formy komplexnějších tvarů odlitků bez ohledu na negativní růst velikosti zrna.

Bibliografie

- [1] Aircraft Interiors: Certification. In: *Luxfer MEL Technologies: Magnesium and Zirconium* [online]. [cit. 2021-03-22]. Dostupné z: <https://www.luxfermeltechnologies.com/markets/aerospace/aircraft-interiors-magnesium-extrusion/>
- [2] SHAND, Mark A. *The chemistry and technology of magnesia*. 1. vyd. Findlay, Ohio: John Wiley & Sons, Inc, 2006. ISBN 9780471656036.
- [3] Magnesium. *Royal society of chemistry: Periodic table* [online]. © Royal Society of Chemistry 2021 [cit. 2021-02-01]. Dostupné z: <https://www.rsc.org/periodic-table/element/12/magnesium>
- [4] PÍŠEK, František, Ladislav JENÍČEK a Přemysl RYŠ. *Nauka o materiálu I: Nauka o kovech*. 2. vyd. Praha: Academia, 1973. ISBN 80-214-2790-6.
- [5] KAINER, K.U, ed. *Magnesium - Alloys and Technologies*. Weinheim: Wiley - VCH, 2003. ISBN 3-527-30570-X.
- [6] AVEDESIAN, Michael a Hugh BAKER. *ASM Speciality Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys*. ASM international, The materials Information Society, 1999. ISBN 978-0-87170-657-7.
- [7] HØY-PETERSEN, Nils a John H. RIZLEY. *Magnesium processing* [online]. ©2021 Encyclopædia Britannica, Inc., 2020 [cit. 2021-02-01]. Dostupné z: <https://www.britannica.com/technology/magnesium-processing>
- [8] Elektrolysis of magnesium. In: *Clutch prep* [online]. Clutch Learning, Inc., 2021 [cit. 2021-02-04]. Dostupné z: https://cdn.clutchprep.com/sourced_problem_images/95112d5ad89f87c2c29199b730c8724b.jpg
- [9] BĚLKOVÁ, Monika. *Charakteristika materiálu a rozvoj deformace hořčkových plechů v oblasti mezních stavů*. Liberec, 2016. Disertační práce. Technická univerzita v Liberci. Vedoucí práce Doc. Ing. Pacel Solfronk, Ph.D.
- [10] POYANSKY, Lars. *An Insight to Magnesium (Mg)* [online]. In: . [cit. 2021-02-04]. Dostupné z: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=618>
- [11] MORDIKE, B.L a T. EBERT. Magnesium: Properties - applications - potential. *Materials Science and Engineering*. 2001, , 37-45. Dostupné z: doi:10.1016/S0921-5093(00)01351-4

- [12] LUO, Alan A. Magnesium casting technology for structural applications. *Journal of Magnesium and Alloys* [online]. 2013, **1**(1), 2-22 [cit. 2021-02-27]. ISSN 22139567. Dostupné z: doi:10.1016/j.jma.2013.02.002
- [13] GREGER, Miroslav, Vlastimil KARAS, Michal VLČEK a Barbora KUŘETOVÁ. Výkovky z hořčkových slitin a jejich využití v automobilovém průmyslu. *Hutnické listy* [online]. Ostrava, 2008, (2), 53-59 [cit. 2021-02-16].
- [14] DRÁPALA, Jaromír, Lumír KUCHAR, Karel TOMÁŠEK a Zuzana TROJANOVÁ. *Hořčík, jeho slitiny a binární systémy hořčík - příměs: Magnesium, its alloy and Mg-admixture binary systems*. 1. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2004. ISBN 80-248-0579-0.
- [15] MOOSBRUGGER, Charles. *Engineering Properties of Magnesium Alloys: Introduction to Magnesium Alloys* [online]. ASM international, The materials Information Society, 2017 [cit. 2021-02-10]. Dostupné z: https://www.asminternational.org/documents/10192/22833166/Z05920L_SampleChapter.pdf/ee7dd6d0-91f9-de44-fb1f-97fe969bf5f5
- [16] LUO, A. a M.O. PEKGULERYUZ. Cast magnesium alloys for elevated temperature applications. *Journal of material science* [online]. 1994, **29**, 5259-5271 [cit. 2021-03-28]. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF01171534>
- [17] LÜ, Yizhen, Qudong WANG, Xiaoqin ZENG, Wenjiang DING, Chunquan ZHAI a Yanping ZHU. Effects of rare earths on the microstructure, properties and fracture behavior of Mg–Al alloys. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2000, **278**(1-2), 66-76 [cit. 2021-02-10]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/S0921-5093(99)00604-8
- [18] XU, Yulei, Kui ZHANG a Jian LEI. Effect of mischmetal on mechanical properties and microstructure of die-cast magnesium alloy AZ91D. *Journal of Rare Earths* [online]. 2016, **34**(7), 742-746 [cit. 2021-02-10]. ISSN 10020721. Dostupné z: doi:10.1016/S1002-0721(16)60086-8
- [19] GUPTA, Manoj a Nai Mui Ling SHARON. *Magnesium, Magnesium Alloys, and Magnesium Composites*. 1. vyd. John Wiley & Sons, Incorporated, 2011. ISBN 978-0-470-49417-2.
- [20] PAWAR, SURAJKUMAR GANPAT. *Influence of microstructure on the corrosion behaviour of magnesium alloys*. Manchester, 2011. Disertační práce. The University of Manchester.
- [21] ČSN EN 1753. *Hořčík a slitiny hořčíku: Ingoty a odlitky ze slitin hořčíku*. Praha: Český normalizační institut, 1997.

- [22] ČSN EN 1754. *Hořčík a slitiny hořčíku: Systém označování pro anody, ingoty a odlitky - Značky materiálu číselné označení materiálu*. Praha: Český normalizační institut, 2016.
- [23] ROUČKA, Jaromír. *Metalurgie neželezných slitin*. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004. ISBN 80-214-2790-6.
- [24] BAKER, H, H OKAMOTO a H BAKER. *ASM Handbook. Vol. 3. Alloy Phase Diagrams*. 3.vyd. United States of America: ASM international, The materials Information Society, 1992. ISBN 0-87170-381-5. Dostupné také z: <http://search.proquest.com/docview/903176716/>
- [25] NIE, Jian-Feng. Precipitation and Hardening in Magnesium Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A* [online]. 2012, **43**(11), 3891-3939 [cit. 2021-02-15]. ISSN 1073-5623. Dostupné z: doi:10.1007/s11661-012-1217-2
- [26] STJOHN, David H., Ma QIAN, Mark A. EASTON, Peng CAO a Zoë HILDEBRAND. Grain refinement of magnesium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A* [online]. 2005, **36**(7), 1669-1679 [cit. 2021-02-16]. ISSN 1073-5623. Dostupné z: doi:10.1007/s11661-005-0030-6
- [27] ALI, Yahia, B. ENG a M. ENG. *Novel approaches to grain refinement of magnesium alloys*. Queensland, 2017. Disertační práce. School of Mechanical and Mining Engineering.
- [28] LYON, P., I. SYED a S. HEANEY. Elektron 21 – An Aerospace Magnesium Alloy for Sand Cast and Investment Cast Applications. *Advanced Engineering Materials* [online]. 2007, **9**(9), 793-798 [cit. 2021-04-21]. ISSN 14381656. Dostupné z: doi:10.1002/adem.200700165
- [29] CINGI, Celal. *Mold-metal reactions in magnesium investment casting*. Helsinki, 2006. ISBN 978-951-22-8435-1. ISSN 1456-3568. Disertační práce. Helsinki University of technology.
- [30] BALART, María, Jayesh PATEL a Zhongyun FAN. Melt Protection of Mg-Al Based Alloys. *MDPI, Metals* [online]. Londýn: MDPI, 2016, **6**(6) [cit. 2021-02-23]. ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met6060131
- [31] *Sulphur Hexafluoride*. 39/102/01.12/007/3.000. Německo: Solvay special chemicals GmbH.
- [32] JAFARI, Hassan, Mohd Hasbullah IDRIS a Ali OURDJINI. A Review of Ceramic Shell Investment Casting of Magnesium Alloys and Mold-Metal Reaction Suppression. *Materials and Manufacturing Processes* [online]. Taylor & Francis Group, 2003, (28), 843-856 [cit. 2021-03-01]. ISSN 1532-2475. Dostupné z: doi:10.1080/10426914.2013.811729

- [33] HORÁČEK, Milan. *Rozměrová přesnost odlitků vyráběných metodou vytavitelného modelu*. Brno, 2009. Dostupné také z: <http://ust.fme.vutbr.cz/slevarenstvi/sites/default/files/clanky/technologie-vytavitelneho-modelu/technologie-vytavitelneho-modelu.pdf>
- [34] ARRUEBARRENA, G., I. HURTADO, J. VÄINÖLÄ et al. Development of Investment-Casting Process of Mg-Alloys for Aerospace Applications. *Advanced Engineering Materials* [online]. 2007, **9**(9), 751-756 [cit. 2021-03-03]. ISSN 14381656. Dostupné z: doi:10.1002/adem.200700154
- [35] LUN SIN, S., A. ELSAYED a C. RAVINDRAN. Inclusions in magnesium and its alloys: a review. *International Materials Reviews* [online]. 2013, **58**(7), 419-436 [cit. 2021-03-11]. ISSN 0950-6608. Dostupné z: doi:10.1179/1743280413Y.0000000017
- [36] HORT, N., Y. HUANG a K. U. KAINER. Intermetallics in Magnesium Alloys. *Advanced Engineering Materials* [online]. 2006, **8**(4), 235-240 [cit. 2021-03-12]. ISSN 1438-1656. Dostupné z: doi:10.1002/adem.200500202
- [37] CZERWINSKI, Frank a W. KASPRZAK. Heat Treatment of Magnesium Alloys – Current Capabilities. *Materials Science Forum* [online]. 2013, **765**, 466-470 [cit. 2021-02-27]. ISSN 1662-9752. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.765.466
- [38] WANG, Jie, Xin PANG a Hamid JAHED. Surface protection of Mg alloys in automotive applications: A review. *AIMS Materials Science* [online]. 2019, **6**(4), 567-600 [cit. 2021-03-06]. ISSN 2372-0484. Dostupné z: doi:10.3934/matricsci.2019.4.567
- [39] Protective Coatings for Magnesium Alloys. CZERWINSKI, Frank. *Magnesium Alloys-Corrosion and surface treatments* [online]. Croatia: InTech, 2011, s. 195-220 [cit. 2021-05-03]. ISBN 978-953-307-972-1. Dostupné z: DOI: 10.5772/14100
- [40] DAHLE, Arne K., Young C. LEE a Mark D. NAVE. Development of the as-cast microstructure in magnesium–aluminium alloys. *Journal of Light Metals* [online]. 2001, **1**(1), 61-72 [cit. 2021-03-25]. Dostupné z: doi:10.1016/S1471-5317(00)00007-9
- [41] KIEŁBUS, Andrzej. Microstructure and Properties of Casting Magnesium Alloys Designed to Work in Elevated Temperature. *Magnesium Alloys - Selected Issue* [online]. IntechOpen, 2018 [cit. 2021-03-25]. ISBN 978-1-78984-375-0. Dostupné z: doi:10.5772/intechopen.80291
- [42] KIEŁBUS, A. a T. RZYCHOŃ. Microstructure of WE43 casting magnesium alloy. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* [online]. 2007, **21**(1), 31-34 [cit. 2021-03-27]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/40624937_Microstructure_of_WE43_casting_magnesium_alloy

- [43] ANTION, C., P. DONNADIEU, F. PERRARD, A. DESCHAMPS, C. TASSIN a A. PISCH. Hardening precipitation in a Mg–4Y–3RE alloy. *Acta Materialia* [online]. 2003, **51**(18), 5335-5348 [cit. 2021-03-28]. ISSN 13596454. Dostupné z: doi:10.1016/S1359-6454(03)00391-4
- [44] KIEŁBUS, A., M. STOPYRA a R. JAROSZ. Influence of Sand-Casting Parameters on Microstructure and Properties of Magnesium Alloys. *Archives of Metallurgy and Materials* [online]. 2013, **58**(2), 635-640 [cit. 2021-03-28]. ISSN 1733-3490. Dostupné z: doi:10.2478/amm-2013-0050
- [45] LUXFER MEL TECHNOLOGIES. *Elektron® WE43B: Datasheet 467* [online]. 2018 [cit. 24.04.2021]. Dostupné z: <https://www.luxfermeltechnologies.com/wp-content/uploads/2019/01/113909-Luxfer-MEL-Technologies-DS-467-Elektron-WE43B-ST1.pdf>
- [46] THOMPSON, Peter Jonh. Magnesium alloy castings - past and present. *Castings Technology International* [online]. [cit. 2021-05-01]. Dostupné z: <http://www.iftabira.org/pdfs/142%20Mg%20alloy%20castings.pdf>
- [47] LUXFER MEL TECHNOLOGIES. *Elektron® 21: Datasheet 455* [online]. 2018 [cit. 24.04.2021]. Dostupné z: <https://www.luxfermeltechnologies.com/wp-content/uploads/2019/01/113908-Luxfer-MEL-Technologies-DS-455-Elektron-21-ST1.pdf>
- [48] NING, Zhiliang, P. CAO, H. WANG, Jianfei SUN a Diankun LIU. Effect of Cooling Conditions on Grain Size of AZ91 Alloy. *Journal of Material Science and Technology* [online]. Shenyang, 2007, **23**(5), 645-649 [cit. 2021-05-01]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/270511312_Effect_of_Cooling_Conditions_on_Grain_Size_of_AZ91_Alloy
- [49] EL-REHIM, A.F Abd a H.Y. ZAHRAN. Microhardness and microstructure characteristics of AZ91 magnesium alloy under different cooling rate conditions. *Materials Research Express* [online]. 2019, **6**(8) [cit. 2021-05-01]. Dostupné z: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/2053-1591/ab1ad6/meta>
- [50] SIN, S.Lun a D. DUBÉ. An investigation on microstructural and mechanical properties of solid mould investment casting of AZ91D magnesium alloy. *Mterials Characterization* [online]. 2008, **59**(2), 178-187 [cit. 2021-05-02]. Dostupné z: doi:doi.org/10.1016/j.matchar.2007.04.026
- [51] SUN, Ming a David H. STJOHN. Effect of Cooling Rate on the Grain Refinement of Mg-Y-Zr Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A* [online]. **51**, 482-496 [cit. 2021-05-02]. Dostupné z: doi:10.1007/s11661-019-05497-2

Seznam obrázků

| | |
|--|----|
| Obr. 1 Růst celkové produkce slitin s nízkou hmotností během 20. století [4]..... | 2 |
| Obr. 2 Schéma elektrolytického procesu výroby hořčíku [7] | 3 |
| Obr. 3 Zobrazení HCP mřížky [5]..... | 5 |
| Obr. 4 Závislost meze kluzu na tažnosti pro slévárenské slitiny a tvářené (výkovky) [13]..... | 8 |
| Obr. 5 Vliv obsahu zinku a hliníku na výsledných vlastnostech slitiny a jejím použití [16].... | 9 |
| Obr. 6 Příklad označení hořčíkové slitiny[15]. | 11 |
| Obr. 7 Binární diagram Mg-Al [20; 23; 24]..... | 12 |
| Obr. 8 Binární diagram Mg–Zn [24] | 13 |
| Obr. 9 Fázový diagram binárního systému Mg–Zr [24]. | 13 |
| Obr. 10 Vliv zvyšující se teploty na mez pevnosti pro hořčíkové slitiny [28]..... | 15 |
| Obr. 11 Schéma elektrické odporové pece a) jednodílné b) vícedílné [4; 11]..... | 17 |
| Obr. 12 Schéma pece pro vysokotlakové lití s teplou komorou [11]..... | 19 |
| Obr. 13 Schéma pece pro vysokotlakové lití se studenou komorou [11]..... | 20 |
| Obr. 14 Schématické rozdělení složení keramické skořápky formy pro přesné lití [32] | 21 |
| Obr. 15 Fáze procesu přesného lití [33] | 22 |
| Obr. 16 Srovnání proudu plnění kovu při a) konvenčním tlakovém lití b) nepřímé metodě squeeze casting [11]. | 25 |
| Obr. 17 Rozdílná lící struktura dle obsahu hliníku ve slitině [40]. | 29 |
| Obr. 18 Struktura po odlití hořčíkové slitiny s 15 hm. % Al [40]..... | 30 |
| Obr. 19 Morfologie zcela globulárního eutektika a částečně globulárního eutektika [40]. | 30 |
| Obr. 20 Vliv hliníku, zinku a rychlosti ochlazování na morfologii eutektika [40]. | 30 |
| Obr. 21 Dva typy morfologií eutektik a) kontinuální b) diskontinuální [40]..... | 31 |
| Obr. 22 Lící struktura slitiny Elektron 21 [41]..... | 32 |
| Obr. 23 Výsledná struktura po žhání při 250 °C po dobu 48 hodin [41]. | 32 |
| Obr. 24 Vliv podmínek žhání na a) tvrdost a b) mez pevnosti [41]. | 33 |
| Obr. 25 Lící struktura slitiny WE43 zobrazené v a) SEM b) TEM [44]..... | 33 |
| Obr. 26 Laboratorní přístroje použité pro přípravu metalografických výbrusů | 34 |
| Obr. 27 Odlitky zkušebních tyčí ze slitiny Elektron 21. | 37 |
| Obr. 28 Připravený metalografický vzorek. | 37 |
| Obr. 29 Příklad experimentálního odlitku v podobě plochých zkušebních tyčí a hranolů s různou tloušťkou stěny | 38 |
| Obr. 30 Odlitky ze slitiny AZ91E | 39 |
| Obr. 31 Odlitky ze slitiny WE43B | 39 |
| Obr. 32 Mikrostruktura vzorku odlitku 2 (volné chlazení)..... | 40 |
| Obr. 33 Mikrostruktura vzorku odlitku 3 (ofuk vzduchem)..... | 40 |
| Obr. 34 Mikrostruktura vzorku odlitku 4 (zanoření do polymeru) | 40 |
| Obr. 35 Výsledná pórovitost v místech A a B pro odlitky 2, 3 a 4. | 41 |
| Obr. 36 Příklad snímku pro hodnocení pórovitosti odlitku 3 | 41 |
| Obr. 37 Vyhodnocení velikosti zrna pro odlitky 2,3 a 4 slitiny Elektron 21. | 42 |
| Obr. 38 Mikrostruktura odlitků v litém stavu..... | 44 |
| Obr. 39 Mikrostruktura odlitku 1 (ofuk vzduchem) slitiny AZ91E po TZ | 44 |
| Obr. 40 Mikrostruktura odlitku 2 (zanoření do polymeru) slitiny AZ91E po TZ..... | 45 |
| Obr. 41 Mikrostruktura odlitku 3 (volné ochlazení) slitiny AZ91E po TZ..... | 46 |

| | |
|---|----|
| Obr. 42 Mikrostruktura odlitku 16 (ofuk vzduchem) ze slitiny WE43B po TZ | 47 |
| Obr. 43 Mikrostruktura odlitku 17 (zanoření do polymeru) ze slitiny WE43B po TZ | 48 |
| Obr. 44 Mikrostruktura odlitku 18 (volné ochlazení) ze slitiny WE43B po TZ | 49 |
| Obr. 45 SEM snímky s vyznačením oblastí EDS mikroanalýzy chemického složení a) slitina AZ91E, b) slitina WE43B | 50 |
| Obr. 46 Mikroanalýza chemického složení vyloučených fází u slitiny AZ91E..... | 50 |
| Obr. 47 Mikroanalýza chemického složení vyloučených fází u slitiny WE43B..... | 51 |
| Obr. 48 Vyhodnocení pórovitosti pro slitinu AZ91E po tepelném zpracování pro různé způsoby ochlazování a odlišné tloušťky stěn odlitku | 52 |
| Obr. 49 Vyhodnocení pórovitosti pro slitinu WE43B po tepelném zpracování pro různé způsoby ochlazování a odlišné tloušťky stěn odlitku..... | 52 |
| Obr. 50 Vyhodnocení velikosti zrna vzorků ze slitiny AZ91E pro odlišné způsoby ochlazování a rozdílné tloušťky stěny odlitku | 53 |
| Obr. 51 Vyhodnocení velikosti zrna vzorků ze slitiny WE43B pro odlišné způsoby ochlazování a rozdílné tloušťky stěny odlitku | 54 |
| Obr. 52 Mikrostruktura odlitku zkušební tyče 1 ze slitiny AZ91E | 55 |
| Obr. 53 Mikrostruktura odlitku zkušební tyče A ze slitiny WE43B | 55 |
| Obr. 54 Pórovitost vzorků válcových zkušebních tyčí a) slitina AZ91E, b) slitina WE43B .. | 56 |
| Obr. 55 Velikost zrna vzorků válcových zkušebních tyčí ze slitiny a) AZ91E, b) WE43B ... | 56 |

Seznam tabulek

| | |
|---|----|
| Tab. 1 Popis základních vlastností hořčíku [9]..... | 5 |
| Tab. 2 Srovnání parametrů při tlakovém lití hořčíkových a hliníkových slitin [11] | 19 |
| Tab. 3 Přehled vyskytujících se nečistot a metod snížení obsahu nečistot [35]..... | 25 |
| Tab. 4 Analyzované chemické složení a normou předepsané intervaly pro jednotlivé prvky slitiny AZ91E, obsah Mg zbytek do 100 % [21]..... | 36 |
| Tab. 5 Analyzované chemické složení a normou předepsané intervaly pro jednotlivé prvky slitiny WE43B, obsah Mg zbytek do 100 % | 36 |
| Tab. 6 Analyzované chemické složení a normou předepsané intervaly pro jednotlivé prvky slitiny Elektron 21, obsah Mg zbytek do 100 % | 36 |
| Tab. 7 Přehled a značení odlitků ze slitin AZ91E a WE43B v závislosti na podmínkách odlévání | 38 |
| Tab. 8 Přehled hodnot pórovitosti a značení odebíraných míst pro slitinu Elektron 21..... | 41 |
| Tab. 9 Výsledky měření velikosti zrna odlitků 2, 3 a 4 ze slitiny Elektron 21 | 42 |
| Tab. 10 Výsledky zkoušky tahem pro dolitky v litém stavu (LS) a po tepelném zpracování (TZ) pro slitinu Elektron 21 | 43 |
| Tab. 11 Výsledky měření tvrdosti dle Brinella (HBW 2,5/62,5) vzorků odlitků ze slitiny Elektron 21 | 43 |
| Tab. 12 Výsledky měření tvrdosti dle Brinella (HBW 2,5/62,5) na odlitcích ze AZ91E a WE43B | 52 |
| Tab. 13 Vyhodnocení mechanických vlastností ze zkoušky tahem pro vzorky zkušebních tyčí 1 až 9 ze slitiny AZ91E, a vzorků zkušebních tyčí A až I ze slitiny WE43B [21; 45] | 57 |