



Sborník přednášek z

9. HOLEČKOVY KONFERENCE

Metalurgie a technologie slitin neželezných kovů

23. – 24. března 2023

RESORT LIBVERDA

ISBN 978-80-02-03016-4

Obsah:

Cileček, J., ALUCAST,s.r.o.:

Novými odlitky a novými procesy proti ekonomické depresi 5

Šerák, J., VŠCHT:

Nové hořčíkové slitiny pro práci za zvýšených teplot 10

Horký, K., BENEŠ a LÁT a.s.:

*Případová studie: Příprava vzorků pro statickou zkoušku tahem
– problémy s tažností* 23

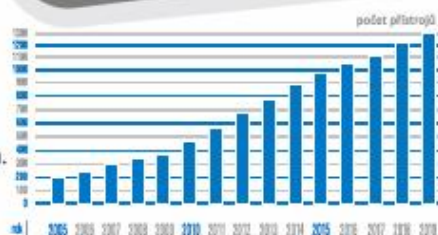
**Dynamicky rostoucí a úspěšná firma v oblasti
spektrometrie, Váš silný partner v analytické technice.**

BAS Rudice působí na trhu ČR a SR již od roku 1990. Dodává spektrometry a analyzátoři s vysokou kvalitou, rychlým odborným servisem a příznivými cenami. Výsledkem dlouhodobého profesionálního přístupu k zákazníkům a výborných parametrů dodávaných přístrojů je řada instalací v ČR a SR, která již nyní dosáhla 1300 instalací. V posledních letech realizuje ročně firma BAS Rudice pravidelně více jak 100 dodávek spektrometrů dle ISO 9001:2016.



Důvody ke koupi spektrometru od firmy BAS Rudice:

- Technické parametry, kvalita a přesnost spektrometru.
- Příznivá pořizovací cena a nízké provozní náklady.
- Výhodný splátkový prodej bez navýšení.
- Profesionální, zkušený, rychlý a spolehlivý servis.
- Technická vyspělost a výborná pověst distributora spektrometrů.
- Renomovaná světová značka výrobce spektrometru.
- Výborné reference i u největších firem.



Q4 TASMAN

Stolní jiskrový spektrometr pro širokou škálu aplikací, včetně ocelí, šedé a tvárné litiny, slitin Al, slitin Cu, slévárny, ocelárny, hutě. **Špičkové přesnosti a stabilita.** Včetně analýzy dusíku.



Q2 ION

Nový stolní spektrometr pro Fe, Al, Cu matrice. Vhodný pro menší slévárny, strojírenské podniky a kontrolu výroby. Široké analytické možnosti, nízké provozní náklady.



VANTA NOVINKA

Zcela nový ruční spektrometr pro přesné analýzy za všech okolností. Odolnost IP 64, přístroj testován na pád dle armádní specifikace MIL 810G. Vynikající výkonnost.



BELEC COMPACT PORT

Kvalitní mobilní jiskrový spektrometr nové generace s výbornou přesností analýz včetně uhlíku. Odolné průmyslové provedení a moderní design.



ICP-OES PRODIGY 7

Laboratorní ICP-OES spektrometry pro analýzy kapalných vzorků (odpadové hospodářství, analýza mezilproduktů, ferorud, speciálních materiálů). CMOS detektor.



G8 GALILEO O/N/H

Přesné stanovení kyslíku, dusíku a vodíků v rozmanitých typech materiálů včetně ocelí, mědi, hliníku a dalších typech. Výborná citlivost a správnost měření.



G4 ICARUS C/S

Elementární analyzátoři uhlík/síra pro přesné stanovení prvků ze vzorků (úloмки, špony, dř, dráty,...) a to nehlédě na jejich metalografickou strukturu.



GENIUS IF

Stolní rentgenfluorescenční spektrometr (ED-XRF) se sekundárními terčičky a výkonným SDD detektorem s vysokou citlivostí. Výkon 50W při 50kV.

Novými odlitky a novými procesy proti ekonomické depresi

Cileček, J.¹⁾

¹⁾ ALUCAST, s.r.o. 687 07 TUPESY 100, jarmil@alucast.cz

Klíčová slova

Hoříček, topologická optimalizace, 3Dtisk, odlitky ze slitin Al a Mg.

Úvod

Topologická optimalizace, aplikace 3Dtisku, technologie přesného lití metodou vytavitelného modelu zvládnutá na vysoké úrovni a dodávky takto vyrobených přesných odlitků ze slitin Al a Mg do vysoce sofistikovaných oborů mě naplňuje optimismem a vírou, že odlitky vyráběné těmito procesy budou nacházet uplatnění v řadě oborů a to nejen v České republice.

Hybridní technologie, 3Dtisk, odlitky ze slitin Mg.

Tvary odlitků byly v minulosti velmi konzervativní, protože musely vyhovovat požadavkům na zvolenou výrobní technologii, aby bylo možné model – odlitek vyrobit, rozebrat formu a vyndat odlitek – model z formy. Dnes díky 3D tisku jsme schopni vyrobit odlitek neomezených tvarů, o kterých jsme v nedávné minulosti ani nesnili.



Obr. 1 Ukázky odlitků pro studentskou formuli VUT Brno

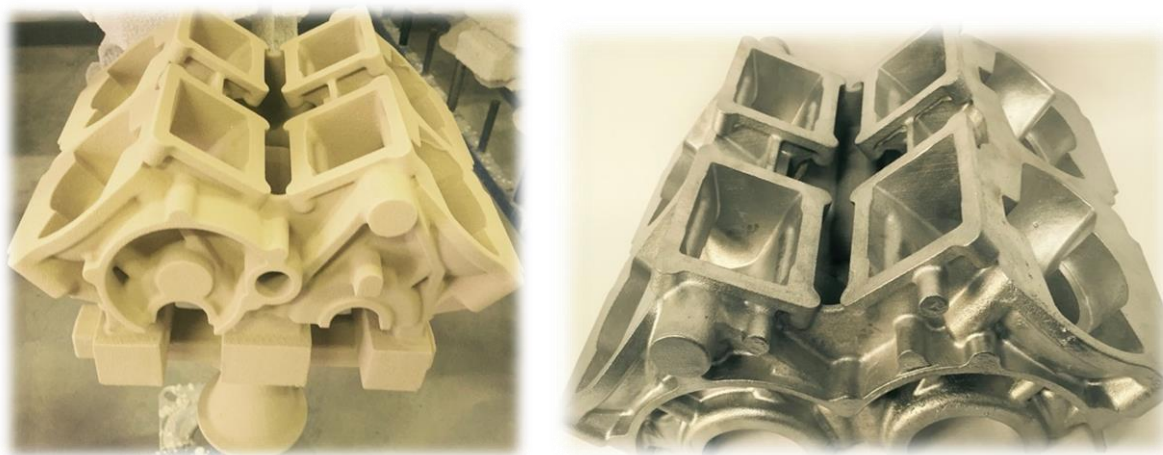
Na obr. 1 jsou ukázky odlitků pro studentskou formuli VUT Brno. Tvary odlitku nebyly ničím limitovány, modely byly vytištěny a následně vyrobeny technologií přesného lití – investment casting ze slitiny hliníku a hoříčku ve společnosti ALUCAST. Skvělý příklad spolupráce výrobní firmy s vysokou školou.

Velmi progresivní technologií pro tvarově náročné odlitky včetně rychlé výroby prototypů a hybridní technologie je právě technologie přesného lití - investment casting. Pro běžnou sériovou výrobu je ve slévárnách přesného lití používána převážně kovová matečná forma pro výrobu voskových modelů, nicméně složitost tvarů a rozvoj 3D tisku včetně jeho rychlosti, použitých materiálů, přesnosti a povrchové kvality otevírá novou cestu k výrobě modelů a následně přesných odlitků neomezených tvarů a složitosti.

Každá firma, chce-li být úspěšná, (která by nechtěla?:)) musí být řízena s velmi odvážnou vizí s fokusem minimálně na 5, pokud možno až na 10 let. Správné vize jsou ty, kterým se všichni smějí, neboť jsou pokládány za nereálné.

Výroba odlitků ze slitin Mg a Al ve společnosti ALUCAST,s.r.o.

Ve společnosti ALUCAST jsme zavedli – **RAPID PROTOTYPING** (tisk modelů jako náhrada za voskové modely) již v roce 2014. Dnes tomu říkáme hybridní – aditivní technologie.



Obr. 2 Blok motoru vyrobený technologií RP v roce 2015 ve společnosti ALUCAST, a.s.

V roce 2010 jsme ve výrobním procesu společnosti ALUCAST zavedli tepelné zpracování hliníkových odlitků dle procesu **NADCAP** (*National Aerospace and Defense Contractors Accreditation Program*). Již v roce 2010 jsme také do procesu kontroly odlitků zavedli kontrolu homogenity rentgenem (Rentgen MU 2000) a kontrolu povrchových defektů fluorescenční metodou. Odlitky s minimální porozitou, jemnou strukturou a vysokými mechanickými hodnotami odléváme naší patentovanou technologií **ANNA** od roku 2016. Proces lití a tuhnutí dokážeme virtuálně predikovat simulačním softwarem Mecas-ESI ProCAST od roku 2018.

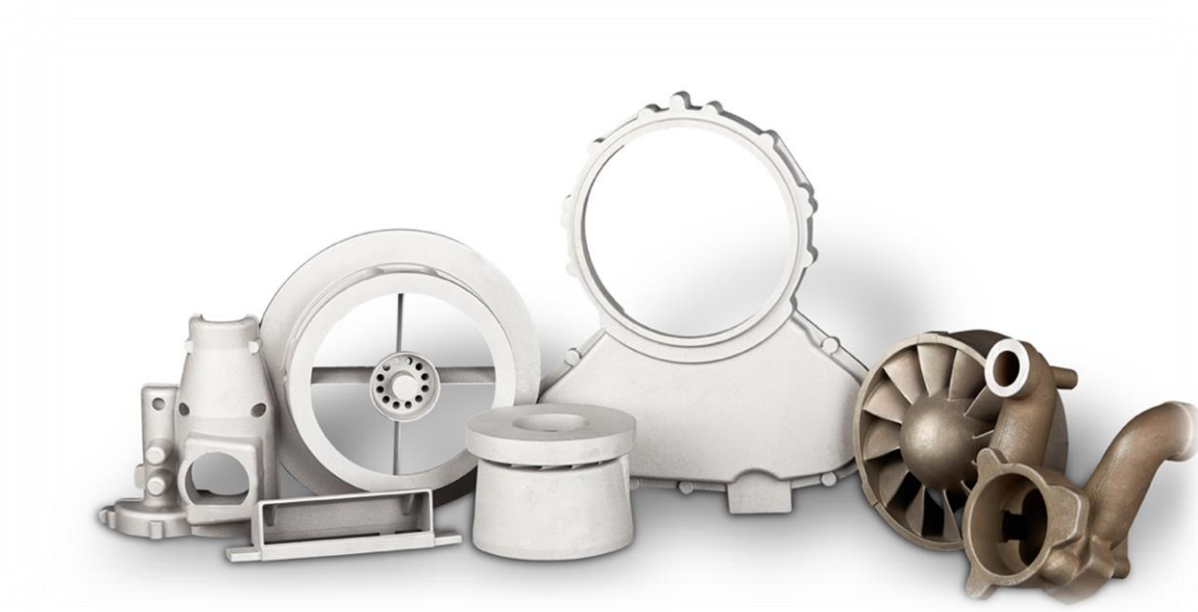
V roce 2021 jsme úspěšně ukončili projekt **NEKONVENČNÍ TECHNOLOGIE VÝROBY ODLITKŮ ze Mg SLITIN METODOU PŘESNÉHO LITÍ A ŘÍZENÉHO TUHnutí TAVENINY V KERAMICKÉ FORMĚ** a v únoru 2022 ukončila svou výrobu odlitků ze slitin Mg firma EXPLAT Platiště. Pomínou-li firmu ALV Olomouc, která vyrábí odlitky ze slitin Mg technologií tlakového lití, pak ALUCAST je jediná firma v ČR a v EU, která vyrábí odlitky ze slitin Mg technologií přesného lití metodou vytavitelného modelu s aplikací hybridních technologií viz obr. 3., 4. a 5.



Poděkování

Tento výzkum byl realizován za finanční podpory z prostředků státního rozpočtu prostřednictvím Ministerstva průmyslu a obchodu v programu TRIO FV 30305





Obr. 3. Kolekce odlitků ze slitin Mg vyrobená ve společnosti ALUCAST,s.r.o.



Obr. 4



Obr. 5

Obr. 4 - odlitek (vpravo) ze slitiny Mg (AZ 91) byl vyroben technologií přesného lití metodou vytavitelného modelu. Model (vlevo) byl vyroben 3D tiskem.

Hmotnost odlitku: 142 g
 Velikost odlitku: 130x110x80 mm
 Použití: studenská F1

Obr. 5 - odlitek ze slitiny Mg (AZ 91) byl vyroben technologií přesného lití metodou vytavitelného modelu.

Hmotnost odlitku: 230 g
 Velikost odlitku: 180x100x80 mm
 Použití: Eurocopter AS350B3



Obr. 6 Pec na tavení slitin Mg



Obr. 7 Pec na TZ Mg odlitků



Obr. 8 Mixážní zařízení

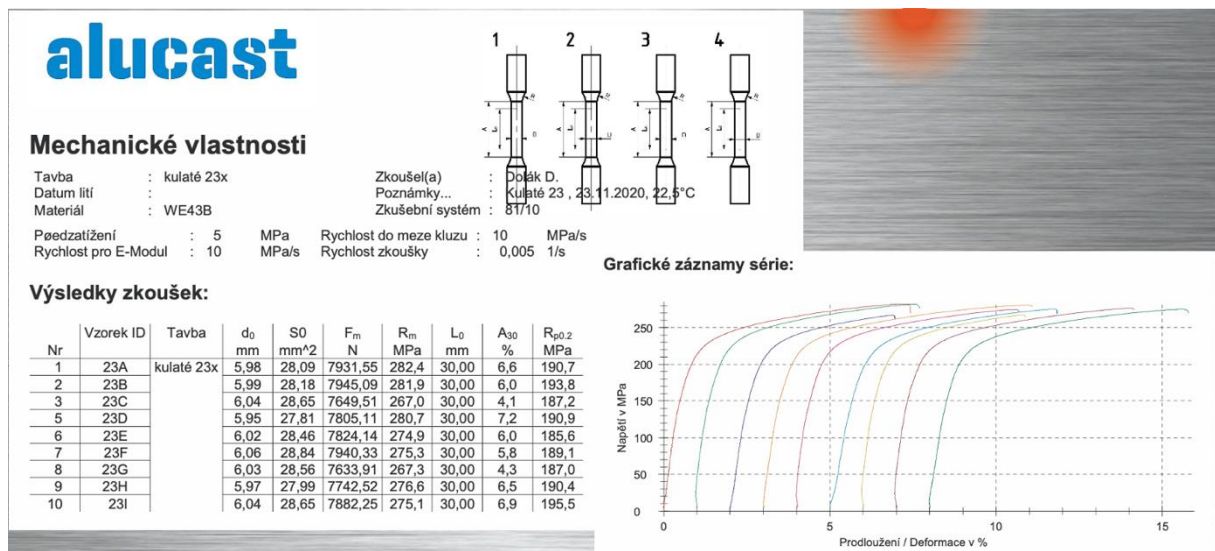
Tavení, odlévání i tepelné zpracování je nutné u slitin Mg provádět pod ochrannou atmosférou. V minulosti používaná síra, resp. SF6 byla ve společnosti ALUCAST nahrazena zcela ekologickou směsí plynů na bázi CO2.

Směs ekologických plynů je míchána v mixážním zařízení viz Obr. 8.

Mechanické vlastnosti slitin AZ91E a WE43B po tepelném zpracování T6

Tab. 3 Mechanické vlastnosti vzorků ze slitiny AZ91E a vzorků ze slitiny WE43B (zkouška tahem)

AZ91E	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A [%]	WE43B	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A [%]
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 ¹⁾	220	172	2



RESUME

Slévárství čelí novým výzvám, které jsou vyvolány rapidním rozvojem zejména aditivních technologií a jednak požadavky na výrobu odlitků filozofií „*near-netshape*“ (produkty blízké hotovým výrobkům), kdy se přeměna materiálu realizuje na tvary a rozměry blízké hotovým výrobkům. Právě technologie přesného lití metodou vytavitelného modelu umožňuje vyrábět tvarově natolik složité součásti, že se část funkčních ploch vyrábí již při lití s takovou rozměrovou tolerancí a s takovou drsností povrchu, že dokončování obráběním není nutné. U ostatních ploch, které je třeba obrábět, jsou přídatky na obrábění relativně malé a spotřeba času na jejich odstranění a s tím spojené náklady jsou zřetelně nižší než u jiných běžných způsobů lití. U pojetí přesnosti se nejedná pouze o aspekt rozměrové přesnosti, ale též o aspekt kvality povrchu a schopnosti reprodukovat komplikované tvary součásti. Tyto technologie jsou doprovázeny nejen požadavky na rychlost a kvalitu dodání prototypů nebo prvních odlitků, ale rovněž změnou v přístupu ke konstrukci vlastních strojních součástí. Techniky topologické optimalizace a generativního designu uvolnili hráze fantazie konstruktérů natolik, že v řadě případů je zcela opomíjeno propojení tvaru součásti a jeho vyrobitelnosti z hlediska konvenčních technologií. Budeme si muset zvykat na pojem „hybridní technologie“, která vyžaduje nasazení 3D tisku jako náhrady za klasicky vyráběné voskové modely, či keramická jádra právě v technologii přesného lití – Investment casting.

Pokud náš obor, obor slévárenský, má před sebou nové výzvy ve formě nových procesů - hybridních technologií – 3Dtisku a podobně, berme současnou situaci, ceny energií, ceny materiálů jako šanci pro nás, pro slévárny. Musíme dokázat vyrobit sofistikované odlitky neomezených tvarů, odlitky z nových, resp. renovovaných materiálů jako jsou v našem případě slitiny Mg. Zde bych si dovolil navázat na přednášku paní ing. Barbory Stunové, kterou měla na poslední této konferenci a to pod názvem ***Odlitky ze slitin hořčíku a jejich dopad na životní prostředí.*** Naprosto jsem již tenkrát s její přednáškou souhlasil. V té době jsme již spolu s CEITECem řešili projekt na hořčík a bylo mě jasné, že proces tavení a odlévání odlitků ze slitin Mg musí být zásadně změněn a to jednak z důvodů zajištění zásadně vyšší kvality, kterou musí mít naše odlitky a dále maximální šetrnost k životnímu prostředí.

Jsem přesvědčen, že každý vývoj něčeho nového musí být podpořen emocemi a vášněmi. Bez emocí a vášně není touha po něčem novém, po něčem, co se mnohým momentálně jeví jako naprostá zbytečnost. Za můj více než 50-ti letý život slévače jsem připraven na hlasy kolem sebe – „*k čemu to bude, kdo to bude chtít!*“

Svět je přesycen nabídkami. Zvítězit můžete jen tehdy, když nabídnete něco unikátního, něco o čem zákazník ještě neví, že by mohl chtít. Až mu to nabídnete, tak najednou zjistí, že bez toho nemůže žít.

Henry Ford ve svých pamětech říká: „**Lidé po mě chtěli rychlejší koně, já jsem jim nabídl auto.**“

Nové hořčikové slitiny pro práci za zvýšených teplot

Šerák, J.¹, Šimon, C.¹, Vojtěch, D.¹

¹Vysoká škola chemicko-technologická v Praze, Ústav kovových materiálů a korozního inženýrství, Technická 5, 166 28 Praha 6 - Dejvice, serakj@vscht.cz

Klíčová slova

Hořčikové slitiny; Tepelná stabilita; Mechanické vlastnosti; Mikrostruktura; Legování

Abstrakt

Použití většiny komerčních slitin hořčiku je omezeno na práci za normálních teplot. Vynikající poměr mezi mechanickými vlastnostmi a hustotou hořčikových slitin nutně vede k vývoji nových typů slitin, které by byly použitelné i za zvýšených teplot. To by výrazně zvýšilo použitelnost těchto slitin tam, kde se stále dosud používají oceli nebo slitiny hliníku, zejména v dopravním průmyslu. Problémem dnešních slitin hořčiku odolných vůči vysokým teplotám je nutnost používat slitiny obsahující jako přísady kovy vzácných zemin. V této práci byly studovány výrazně levnější slitiny hořčiku s vápníkem a zirkoniem. Byly studovány mikrostruktura a mechanické vlastnosti v tlaku při teplotách 20, 150, 200 a 250 °C několika hořčikových slitin s různým obsahem vápníku a zirkonia. Dále byla studována stabilita slitin při jejich dlouhodobé tepelné expozici. Byl zjištěn velmi pozitivní vliv vápníku a zirkonia na vlastnosti slitin jak za laboratorní teploty i za teplot zvýšených, což dává těmto slitinám velmi slibnou perspektivu do budoucna.

1. ÚVOD

Kovový hořčík byl poprvé připraven v malém množství H. Davym v roce 1808. Průmyslová výroba hořčíku začala ve Francii v roce 1857. Výroba hořčíku byla zpočátku značně obtížná a nákladná. Proto byl vyrobený hořčík nejprve používán pro speciální aplikace (pyrotechnika, chemická činidla v organické syntéze atd.). Jako konstrukční materiál byly slitiny hořčíku poprvé použity pro stavbu odlehčeného skeletu vzducholodí Zeppelin [1]. Následovaly další praktické aplikace hořčikových slitin v dopravním průmyslu, např. pro výrobu ráfků a karosérií automobilů. K prudkému rozvoji výroby a zpracování hořčikových slitin došlo až po skončení 2. světové války v Evropě a USA. Současná celosvětová produkce hořčíku se odhaduje na více než 1 000 000 tun ročně. V současné době připadá přibližně 90 % této produkce na Čínu [2]. Konec 2. světové války významně odstartoval vývoj dalších hořčikových slitin. Vzhledem k vysoké reaktivitě hořčíku byl vývoj hořčikových slitin zpočátku zaměřen na slitiny, které nebudou při používání vystaveny zvýšeným teplotám a agresivnímu chemickému prostředí. Teprve v posledních desetiletích se vývoj zaměřil na nové typy hořčikových slitin se zvýšenou odolností za zvýšených teplot. Stabilizaci mikrostruktury hořčikových slitin při zvýšených teplotách umožnilo použití poměrně drahých přísad na bázi kovů vzácných zemin, thoria, zirkonia a dalších [1-5]. Bohužel cena těchto přísad má v současné nepříznivé celosvětové situaci výrazně stoupající tendenci [5]. Navíc je celosvětová produkce kovů vzácných zemin téměř výhradně lokalizována do nevyzpytatelného čínského regionu. Dlouhodobé používání hořčikových slitin za zvýšených teplot je podmíněno jejich vysokou odolností proti tečení a oxidační odolností [6]. Současný vědecký výzkum se zaměřuje na vývoj hořčikových slitin, kde je podstatná část drahých legur nahrazována cenově dostupnějšími prvky [7-10]. Vápník a stroncium [8-13] se v této souvislosti jeví jako velmi slibné. V této práci byl pro přípravu studovaných slitin použit vápník v kombinaci se zirkoniem.

Slitiny hořčíku se zvýšenou odolností za zvýšených teplot

Vývoj slitin se zvýšenou odolností při zvýšených teplotách je založen na celkové stabilizaci jejich mikrostruktury. Mikrostruktura hořčíkových slitin v litém stavu je tvořena primárními dendrity tuhého roztoku hořčíku a intermediálními fázemi vyloučenými v mezidendritických oblastech. Pro dosažení co nejvyšších mechanických vlastností slitiny je nutné zajistit co nejmenší velikost dendritů tuhého roztoku hořčíku. Tuhý roztok hořčíku by měl vykazovat nejvyšší možnou pevnost, které lze dosáhnout vhodnými přísadami v něm rozpustnými. U některých typů slitin hořčíku lze pro zpevnění tuhého roztoku použít i precipitační vytvrzování. Dále je nutné stabilizovat mezidendritické oblasti s vyloučenými intermediálními fázemi, aby se mechanismy deformace slitiny v důsledku tečení při zvýšených teplotách omezily na minimum [12-18]. Výběr vhodných přísadových prvků pro jejich výrobu je nutně založen na několika aspektech. Předpokladem pro dosažení stabilní mikrostruktury slitiny za zvýšených teplot jsou co nejnižší difúzní koeficienty legujících prvků v hořčíku, dostupnost a příznivá cena legovacích prvků a v neposlední řadě možnost využít k výrobě těchto hořčíkových slitin stávající zavedené slévárenské technologie. Tab.1 ukazuje důležité difúzní parametry vybraných prvků v hořčíku. Difúzní koeficient D pro danou teplotu lze vypočítat podle Arrheniovy rovnice, viz rovnice 1 [19].

$$D = D_0 \cdot \exp(Q/R.T) \text{ [m}^2 \cdot \text{s}^{-1}\text{]} \quad (1)$$

D_0 je konstanta nezávislá na teplotě, Q aktivační energie difúze, R univerzální plynová konstanta a T termodynamická teplota.

Tab. 1 Difúzní parametry vybraných prvků v hořčíku [19]

Prvek	$D_0, \text{m}^2\text{s}^{-1}$	Q, Jmol^{-1}	Prvek	$D_0, \text{m}^2\text{s}^{-1}$	Q, Jmol^{-1}
Ag	2.0×10^{-4}	131 494	Li	5.5×10^{-5}	125 983
Al	1.2×10^{-4}	141 814	Mg	2.9×10^{-5}	125 748
Be	5.3×10^{-6}	156 486	Mn	1.2×10^{-4}	153 217
Ca	6.0×10^{-6}	103 780	Nd	2.1×10^{-6}	116 354
Cd	6.4×10^{-5}	135 369	Ni	9.8×10^{-10}	100 275
Ce	2.7×10^{-6}	108 116	Pu	1.5×10^{-4}	139 933
Cu	3.5×10^{-7}	99 693.2	Sb	3.3×10^{-4}	139 068
Fe	3.8×10^{-10}	87 820.8	Sn	1.1×10^{-4}	140 925
Ga	1.2×10^{-4}	134 188	U	1.2×10^{-9}	109 587
Gd	9.9×10^{-6}	127 804	Y	8.1×10^{-6}	126 726
In	4.0×10^{-5}	132 459	Zn	8.7×10^{-5}	125 073
La	3.1×10^{-6}	104 307			

Z tab. 1 je patrné, že se vybrané prvky vyznačují výrazně odlišnými hodnotami difúzních koeficientů v hořčíku. Nejnižší hodnoty difúzních koeficientů mají Fe, Ni a U [19]. Ve srovnání s hořčíkem mají tyto prvky rovněž výrazně vyšší teploty tání a prakticky zanedbatelnou rozpustnost v tuhém hořčíku. To je hlavní důvod proč uvedené prvky nelze použít jako přísadové prvky pro výrobu slitin hořčíku odolných za zvýšených teplot pomocí konvenčních slévárenských technik. Velmi špatná slévateľnost

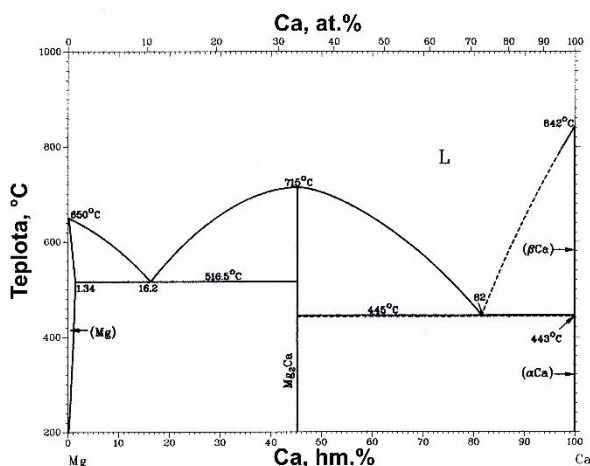
Fe, Ni a U s hořčíkem to neumožňuje. V tab. 1 je uvedeno několik prvků, které mají o několik řádů vyšší difúzní koeficienty ve srovnání s Fe, Ni a U. Jedná se o Ca, Ce, Gd, La, Nd a Y. Jsou to především kovy vzácných zemin, které jsou klíčovými legurami hořčíkových slitin pro práci za zvýšených teplot, i když slévateľnost Ce, Gd, La, Nd a Y s hořčíkem není jednoduchá. V současné době však zásoby těchto surovin ubývají a jejich cena výrazně roste. Proto je snaha nahradit kovy vzácných zemin levnějšími alternativami. Nové slitiny hořčíku pro práci za zvýšených teplot stále více používají legury jako Ca, Sr a Ba, které částečně nebo úplně nahrazují těžko dostupné kovy vzácných zemin [5,11,16-18, 20-31]. V tab. 2 je přehled hořčíkových slitin, které se používají k výrobě odlitků pro práci za zvýšených teplot.

Tab. 2 Základní typy hořčíkových slitin pro práci za zvýšených teplot [20-34]

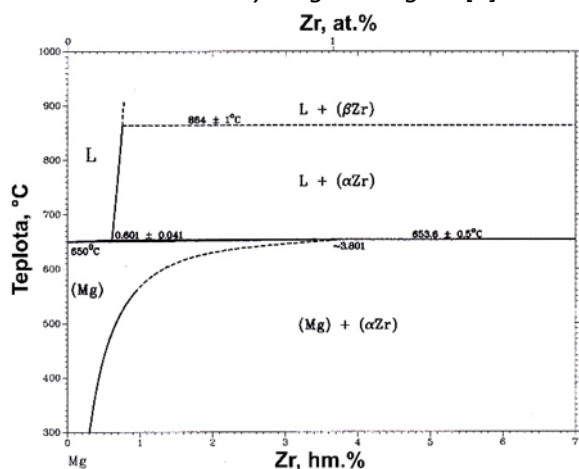
Typ slitiny	Složení	Příklad	Maximální dlouhodobá pracovní teplota, °C
AZ	Mg-Al-Zn	AZ91	150
AM	Mg-Al-Mn	AM60	150
ZC	Mg-Zn-Cu-Mn	ZC62, ZC63	150
AE	Mg-Al-RE	AE42, AE44	150
ACM	Mg-Al-Ca-RE	ACE522	160
ZACE	Mg-Zn-Al-Ca-RE	ZACE05613, ZACE05411	170
AJ	Mg-Al-Sr	AJ52	175
AS	Mg-Al-Si	AS21, AS33, AS41	175
AJX	Mg-Al-Sr-Ca	AJX500, AJX531, AJX621	175
experimentální	Mg-Ba ₂ -Ca ₂		180
MRI*	Mg-Al ₈ -Ca ₁ -Sr ₁ Mg-Al ₇ -Ca ₂ -Sn ₁ -Sr	MRI 153, MRI 230	190
AX	Mg-Al-Ca	AX51, AX52, AX33	190
JM	Mg-Sr-Mn	JM51, JM52	200
QE	Mg-Ag-RE	QE22	200
WE	Mg-Y-RE-Zr	WE43, WE54	250
GW	Mg-Gd-Y-Zr	GW103	250
EZ	Mg-RE-Zn-Zr	E733	260
HZ	Mg-Th-Zn	HZ32	300
H	Mg-Th	H3	320
HK	Mg-Th-Zr	HK31	350

* označení slitiny je mimo rámeček normy ASTM

Z tab. 2 je patrné, že hořčíkové slitiny s nejvyšší odolností při zvýšených teplotách neobsahují hliník. Přítomnost intermediální fáze Mg₁₇Al₁₂, kterou tvoří hořčík spolu s hliníkem je příčinou tepelné nestability běžných komerčních slitin hořčíku za zvýšených teplot [3,31,34-36]. Dosud neúčinnějším legujícím prvkem ve slitinách hořčíku pro dosažení jejich zvýšené odolnosti při zvýšených teplotách je thorium. S hořčíkem tvoří stabilní intermediální fáze, které účinně zpevňují mezidendritické oblasti. Nevýhodou thoria je jeho radioaktivita znemožňující použití těchto slitin ve větším měřítku [20,33]. Tradiční slitiny hořčíku pro použití při zvýšených teplotách jsou založeny na přísadách kovů vzácných zemin. Cena těchto prvků se neustále zvyšuje. Z tohoto důvodu mají moderní slitiny hořčíku obsah drahých kovů vzácných zemin z podstatné části nahrazen Ca nebo Sr. Tyto prvky tvoří s hořčíkem stabilní binární fáze Mg₂Ca, resp. Mg₂Sr [7-9]. Ty jsou přítomny ve formě eutektik v mezidendritických oblastech, které stabilizují. Fázový diagram Mg-Ca je na obr. 1.



Obr. 1 Fázový diagram Mg-Ca [1]



Obr. 2 Část fázového diagramu Mg-Zr [1]

Dalším prvkem, který je typickou přísadou hořčkových slitin se zvýšenou odolností za zvýšených teplot, je zirkonium. Tento prvek je známý svou schopností zjemňovat mikrostrukturu řady slitin [20-31]. Jeho použití je typické pro hliníkové slitiny. Zirkonium je však také velmi účinné pro zjemnění mikrostruktury hořčkových slitin. Část fázového diagramu Mg-Zr přiléhající k Mg je na obr. 2.

V experimentální části této práce byly studovány slitiny hořčíku bez obsahu kovů vzácných zemin. Místo nich byly slitiny legované různým množstvím Zr a Ca. Cílem přídavku Zr bylo zjemnit mikrostrukturu primárního tuhého roztoku hořčíku. Cílem přídavku Ca je stabilizace mezidendritických oblastí tvorbou stabilních intermediálních fází obsahujících vápník.

2. EXPERIMENT

V této práci byla studována mikrostruktura, vybrané mechanické vlastnosti (tvrdost, vlastnosti v jednoosém tlaku) a tepelná stabilita 5 slitin hořčíku s různým množstvím Ca a Zr. Pro srovnání byl testován i čistý hořčík.

Všechny studované slitiny byly připraveny z čistého hořčíku (4N), vápníku (2N5) a předslitiny MgZr₂₀ (2N) tavením v elektrické indukční peci pod ochrannou atmosférou Ar. Tavenina byla odlita do masivní mosazné formy. Rychlost ochlazování během tuhnutí byla přibližně 10 Ks⁻¹. Po ochlazení byly válcové odlitky opracovány na vzorky pro další experimenty. Chemické složení slitin bylo stanoveno pomocí rentgenové fluorescenční spektrometrie (XRF). Složení slitin je v tab. 3.

Tab. 3 Chemické složení slitin

Slitina	Chemické složení, hm.%		
	Zr	Ca	Mg
A		0,02	zbytek do 100%
B	0,10	1,07	zbytek do 100%
C	0,39	1,67	zbytek do 100%
D	0,41	3,17	zbytek do 100%
E	0,69	3,24	zbytek do 100%
F	1,82	0,93	zbytek do 100%

Všechny vzorky pro studium mikrostruktury světelným mikroskopem (Olympus PME3) a elektronovým mikroskopem (TescanVega3 LMU vybavený energiově disperzním spektrometrem Oxford Instruments Inca 350) byly připraveny klasickým postupem zahrnujícím broušení, leštění a leptání 2% nitalem.

Tvrdość byla opakovaně měřena metodou podle Brinella WC kuličkou o průměru 2,5 mm plně v souladu s platnou normou ČSN EN ISO 6506-1.

Tvrdość každého vzorku byla měřena alespoň 5krát.

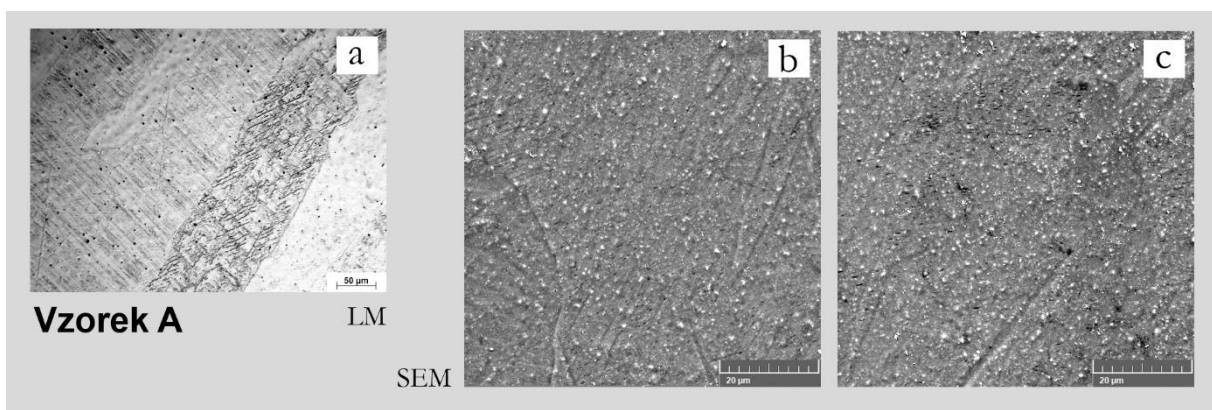
Zkouška jednoosým tlakem byla provedena pomocí univerzálního stroje LabTest 5.250SP1-VM. Každý vzorek byl měřen třikrát při teplotách 20, 150, 200 a 250 °C. Hodnotila se mez kluzu v tlaku a mez pevnosti v tlaku.

Tepelná stabilita slitin byla studována při teplotách 150, 200 a 250 °C. V určitých intervalech byla měřena tvrdost slitin Brinellovou metodou.

3. VÝSLEDKY A DISKUSE

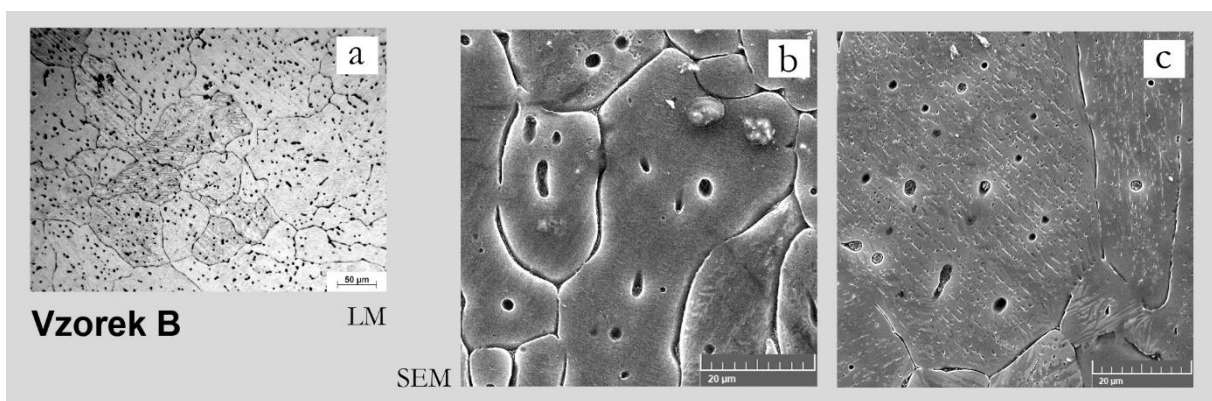
Mikrostruktura slitin

Mikrostruktury studovaných slitin jsou na obr. 3-8. Na každé sérii snímků je nejprve mikrostruktura slitiny v litém stavu, dokumentovaná světelným mikroskopem (a). Další, detailní snímek mikrostruktury slitiny v litém stavu je pořízen elektronovým mikroskopem (b). Poslední snímek ukazuje mikrostrukturu slitiny po tepelné expozici (250°C/128h) pořízený elektronovým mikroskopem (c).



Obr. 3 Mikrostruktura slitiny A, a) a b) litý stav, c) po tepelném zpracování (250°C/128h)

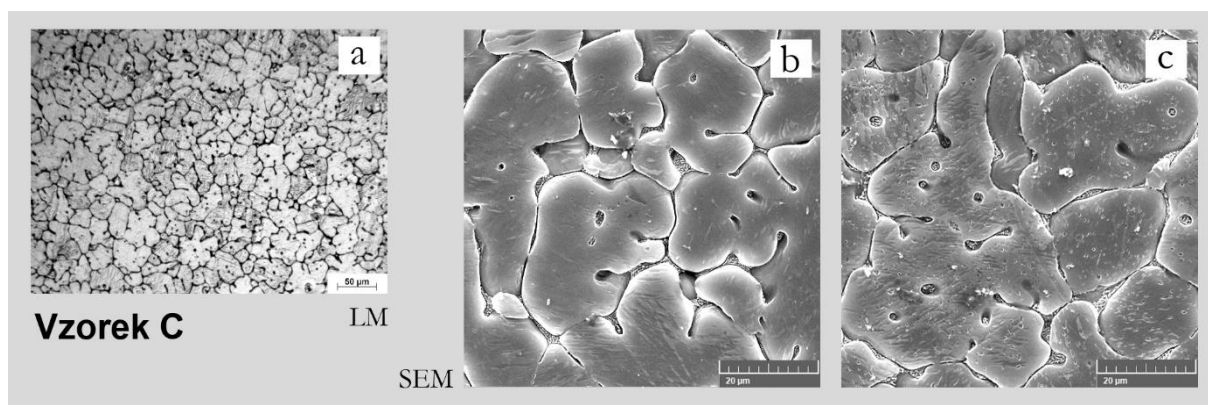
Na obr. 3 je mikrostruktura hořčíku. Skládá se z rozměrných rovnoosých zrn. U některých zrn je patrné dvojčatění (viz obr. 3a), které je pozorováno i u ostatních slitin. Mikrostruktura hořčíku nebyla zásadně ovlivněna ani dlouhodobým žháním při teplotě 250°C, jak naznačuje srovnání mikrostruktur na obr. 3b a obr.3c.



Obr. 4 Mikrostruktura slitiny B, a) a b) litý stav, c) po tepelném zpracování (250°C/128h)

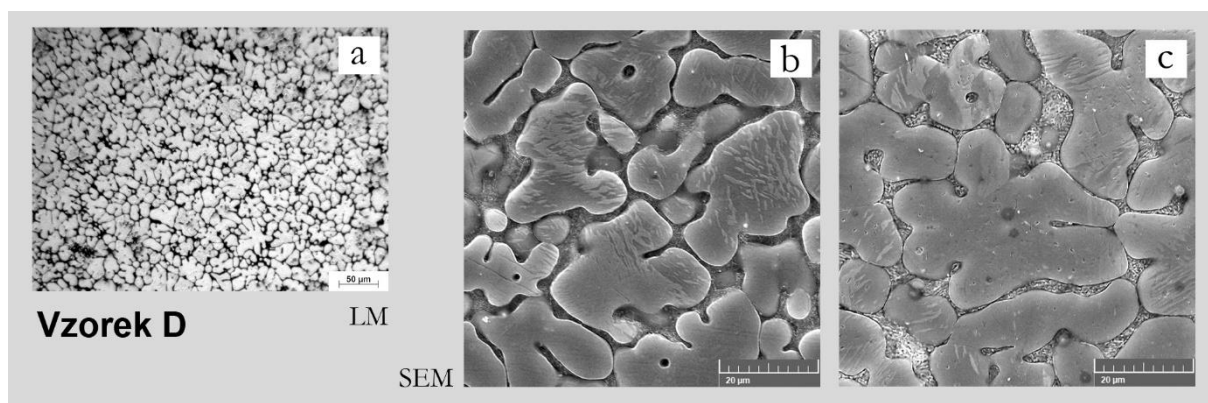
Na obr. 4 je mikrostruktura slitiny A s nejnižším obsahem Zr (0,1 %) a obsahem 1,07 % Ca. Mikrostrukturu tvoří dendrity primárního tuhého roztoku Mg a fáze s vysokým obsahem vápníku v mezidendritických oblastech. Charakter fází v mezidendritických oblastech připomíná eutektikum, avšak podle fázového diagramu Mg-Ca by se eutektikum mělo objevit v mikrostruktuře slitin až při

obsahu vápníku nad 1,34 %. Obsah vápníku v této slitině je 1,07 %. Vzhledem k relativně vysoké rychlosti ochlazování při přípravě slitiny (cca 10 Ks^{-1}) lze předpokládat, že se jedná o nerovnovážné eutektikum. Ve slitinách B-E (obr. 4-7) je obsah vápníku vyšší než jeho maximální rozpustnost při eutektické teplotě a vzhled eutektika u těchto slitin již není v rozporu s rovnovážným fázovým diagramem, jejich nerovnovážný charakter však musí být u těchto slitin také uvažován. Výrazné změny mikrostruktury nejsou patrné ani po dlouhodobém žihání slitiny, viz obr. 4c.



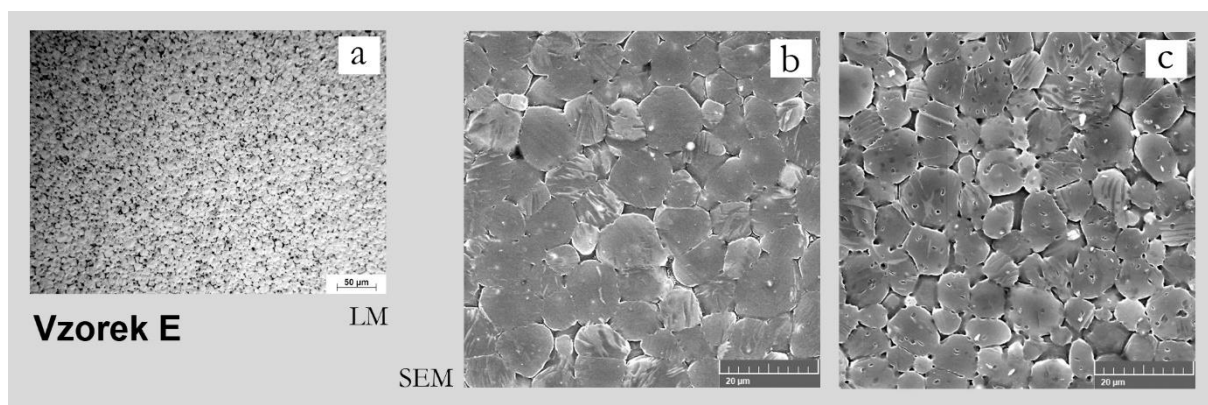
Obr. 5 Mikrostruktura slitiny C, a) a b) litý stav, c) po tepelném zpracování (250°C/128h)

Mikrostruktury slitin C-F jsou podobné mikrostrukturu slitiny B. Jsou tvořeny dendrity tuhého roztoku hořčíku a intermediálními fázemi vyloučenými v mezidendritických oblastech. Vzájemně se liší především objemem fází v mezidendritických oblastech, viz obr. 5-8.



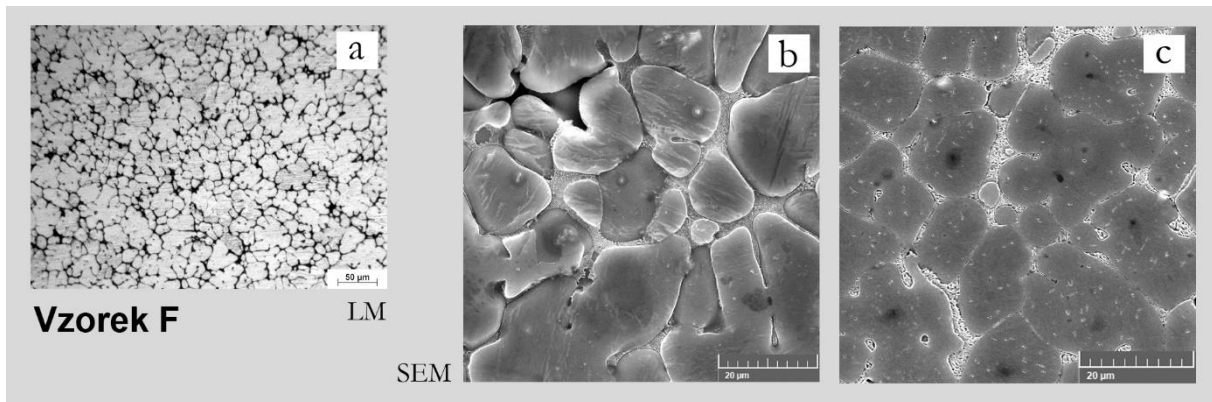
Obr. 6 Mikrostruktura slitiny D, a) a b) litý stav, c) po tepelném zpracování (250°C/128h)

Mikrostruktury vykazují velmi významný vliv obsahu zirkonia na morfologii dendritické fáze.



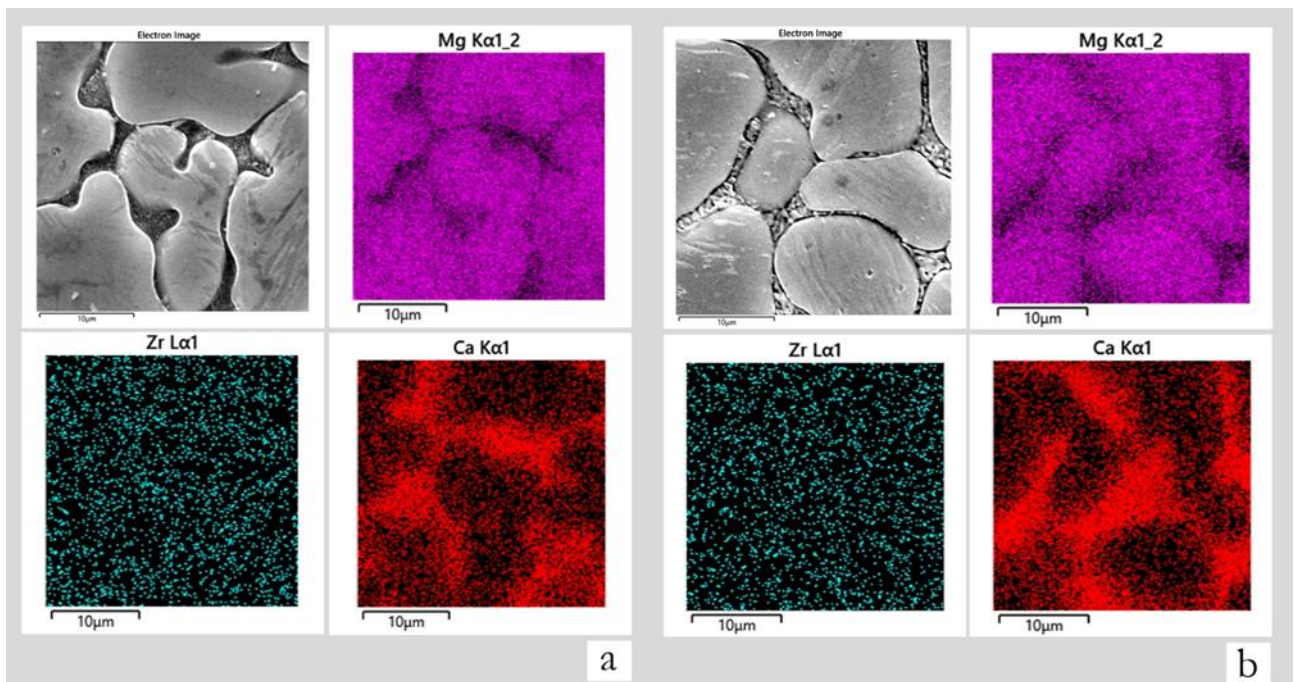
Obr. 7 Mikrostruktura slitiny E, a) a b) litý stav, c) po tepelném zpracování (250°C/128h)

V případě studovaných slitin bylo nejjemnější mikrostruktury dosaženo v případě obsahu Zr 0,60 % ve slitině E. U této slitiny byl předpoklad dosažení nejvyšších mechanických vlastností ze všech studovaných slitin. U slitin s nižším obsahem Zr (B-D) je mikrostruktura výrazně hrubší. Hrubší mikrostruktura byla překvapivě pozorována také u slitiny F s nejvyšším obsahem Zr (1,82 %).



Obr. 8 Mikrostruktura slitiny F, a) a b) litý stav, c) po tepelném zpracování (250°C/128h)

Na obr. 9 je ukázka mapy rozložení jednotlivých prvků v mikrostruktúře slitiny (D) jak v litém stavu, tak po jejím tepelném zpracování. U ostatních slitin je distribuce prvků přítomných v mikrostruktúře obdobná.



Obr. 9 Rozložení prvků v mikrostruktúře slitiny D, a) litý stav, b) po tepelném zpracování (250°C/128h), SEM-EDS

Hořčík i zirkonium jsou v mikrostruktúře zastoupeny rovnoměrně. Vápník naproti tomu tvoří již zmíněné intermediální fáze (pravděpodobně eutektická fáze Mg + Mg₂Ca) v mezidendritických oblastech. Charakter mikrostruktur slitin v litém stavu a po tepelném zpracování se významně neliší, což ukazuje na účinnost použitých přísadových prvků pro stabilizaci mikrostruktury za zvýšených teplot.

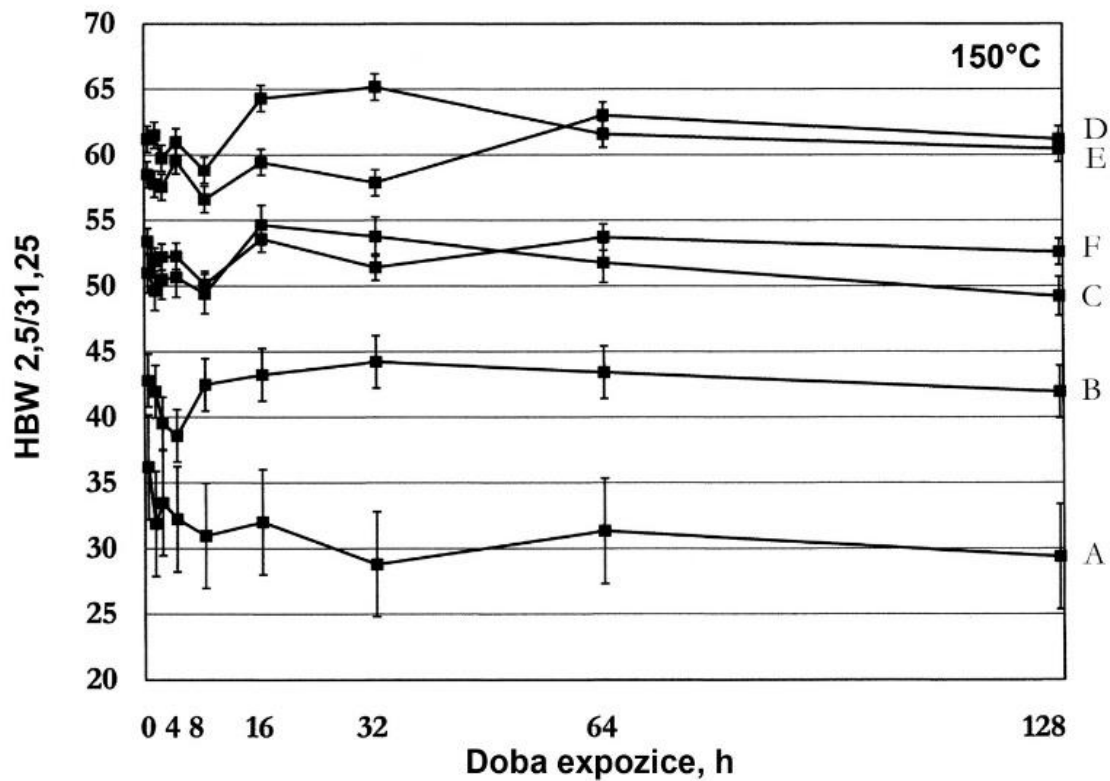
Mechanické vlastnosti

Všechny mechanické vlastnosti slitin přímo souvisí s jejich mikrostrukturou. Není proto překvapivé, že slitina s nejjemnější mikrostrukturou (E) má nejvyšší mechanické vlastnosti. V tab.4 jsou shrnuty tvrdosti slitin v litém stavu. Slitina E dosáhla nejvyšší tvrdosti ze všech studovaných slitin. Je to dáno jak nejjemnější mikrostrukturou, tak celkově nejvyšším obsahem přísadových prvků v této slitině.

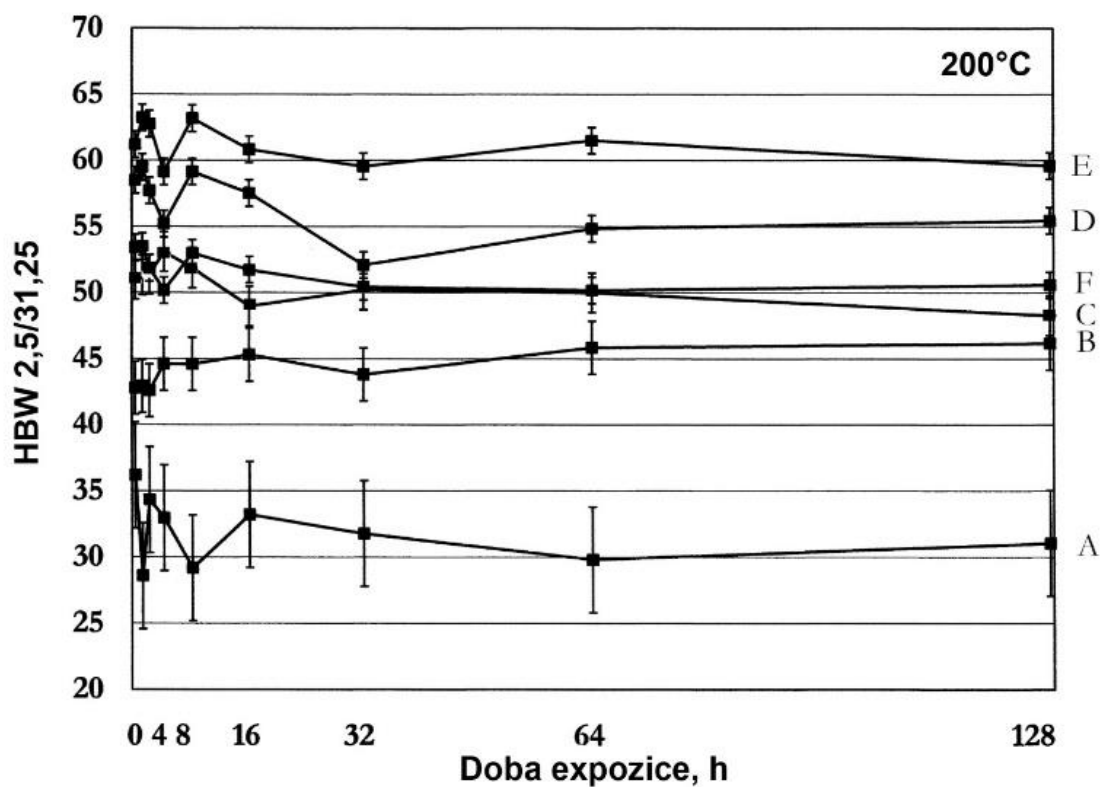
Tab. 4 Tvrdost slitin v litém stavu

Slitina	A	B	C	D	E	F
HBW 2,5/31,25	36	43	51	59	61	53
Směrodatná odchylka	4	1	2	1	1	2

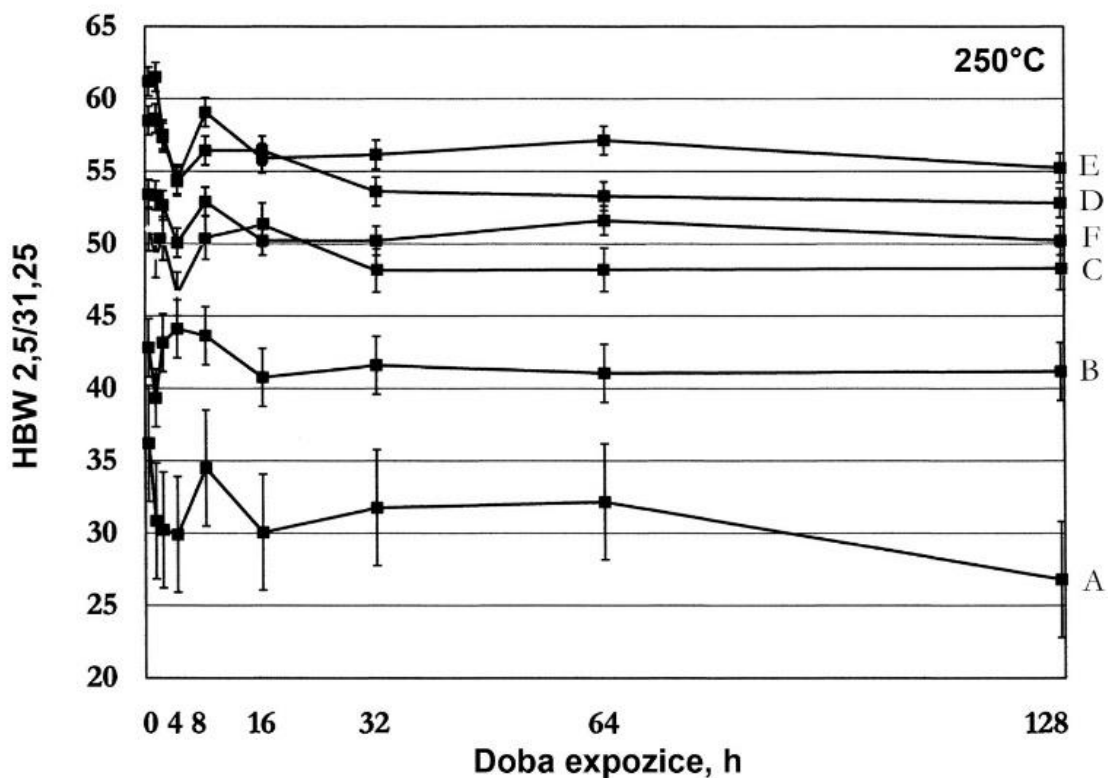
Všechny studované slitiny byly dále exponovány při zvýšených teplotách (150, 200 a 250°C) v rámci studia tepelné stability a byla průběžně měřena jejich tvrdost. Výsledky jsou shrnuty na obr. 10-12.



Obr. 10 Tepelná stabilita slitin při teplotě 150°C



Obr. 11 Tepelná stabilita slitin při teplotě 200°C



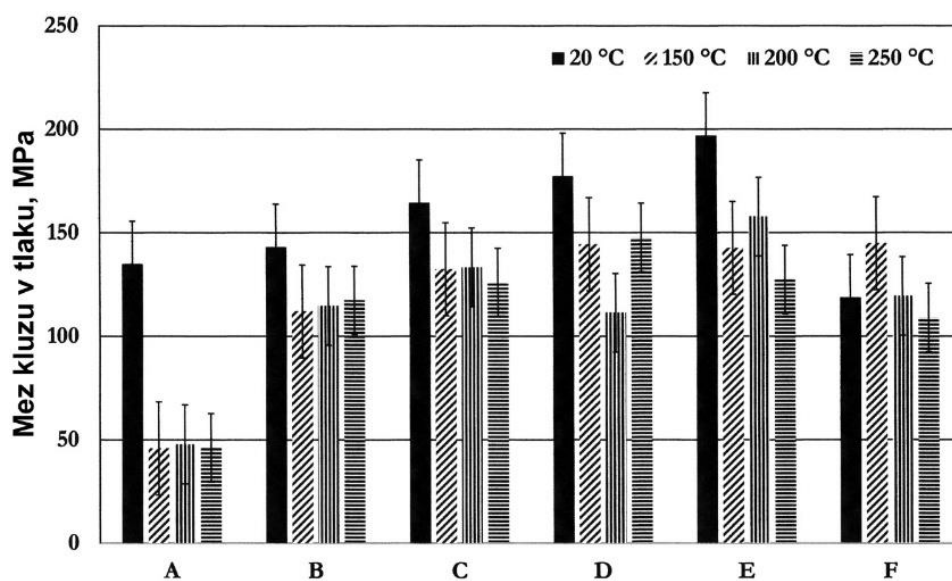
Obr. 12 Tepelná stabilita slitin při teplotě 250°C

Charakter časových závislostí tvrdosti je u všech slitin podobný. V prvních hodinách žhání dochází ve slitinách pravděpodobně ke změně jejich původně nerovnovážné lité mikrostruktury směrem k termodynamické rovnováze. To se u zjištěných křivek projevuje výrazným kolísáním hodnot tvrdosti.

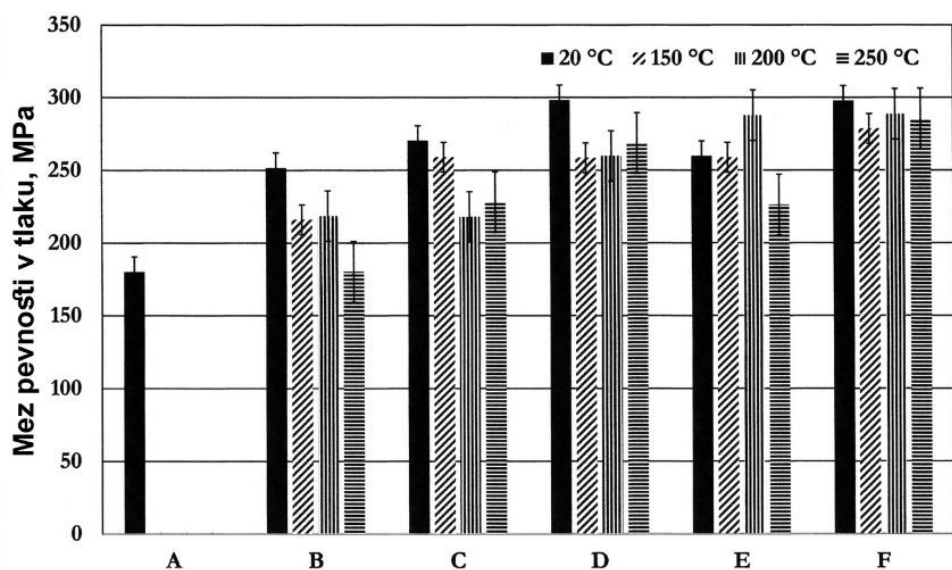
Poté se tvrdost ustálí a následuje velmi mírný pokles hodnot tvrdosti. U všech studovaných slitin se jejich tvrdost s rostoucí teplotou snižuje.

Vápník a zirkonium prokazatelně stabilizují mikrostrukturu slitin při vyšších teplotách. Čím vyšší je množství legujících prvků ve slitině, tím vyšší jsou mechanické vlastnosti slitiny.

Všechny studované slitiny byly také podrobeny zkoušce jednoosým tlakem při normální teplotě i při teplotách zvýšených (20, 150, 200 a 250 °C). Byly zjišťovány hodnoty meze kluzu v tlaku a meze pevnosti v tlaku. Výsledky jsou uvedeny na obr. 13 a 14. V případě čistého hořčíku nebylo možné z důvodu jeho plasticity vypočítat hodnoty jeho meze pevnosti v tlaku při teplotách 150, 200 a 250°C. Vzhledem k technologii gravitačního lití použité pro přípravu slitin nelze rovněž jednoznačně vyloučit potenciální vliv slévárenských vad. U většiny slitin došlo pouze k mírnému poklesu mechanických vlastností s rostoucí teplotou.



Obr. 13 Mez kluzu v tlaku studovaných slitin za různých teplot



Obr. 14 Mez pevnosti v tlaku studovaných slitin za různých teplot

4. ZÁVĚR

Mikrostruktura všech studovaných slitin Mg-Ca-Zr je tvořena dendrity tuhého roztoku hořčíku a intermediálními fázemi vyloučenými v mezidendritických oblastech (eutektikum Mg + Mg₂Ca). Zirkonium je v mikrostruktuře slitin rozloženo rovnoměrně a má velmi výrazný vliv na velikost dendritů tuhého roztoku hořčíku. Nejvýraznějšího zjemnění mikrostruktury bylo dosaženo u slitiny s obsahem 0,6 hm. % Zr.

Legování hořčíku vápníkem a zirkoniem mělo pozitivní vliv na tepelnou stabilitu slitin při všech studovaných teplotách. Pokles tvrdosti s časem při žihání slitiny při konstantní teplotě byl velmi mírný. V počáteční fázi žihání vykazovala většina slitin kolísání hodnot tvrdosti, což lze vysvětlit tendencí lité mikrostruktury postupně se přiblížit termodynamické rovnováze.

Mechanické vlastnosti slitin v tlaku při konstantní teplotě se zvyšovaly s rostoucím množstvím legujících prvků. Mechanické vlastnosti slitin v tlaku s rostoucí teplotou klesaly pouze mírně, což je zcela zásadní pro použití těchto slitin pro aplikace za zvýšených teplot.

Legování hořčíku vápníkem a zirkoniem pro výrobu slitin hořčíku se zvýšenou odolností při zvýšených teplotách se jeví velmi perspektivně. Vápník jako relativně levný a dostupný přísadový prvek má potenciál nahradit potenciálně nedostatkové kovy vzácných zemin.

LITERATURA

1. AVEDESIAN, M.M., BAKER H. (1999). *Magnesium and magnesium alloys*, Materials Park, OH: ASM International. ISBN: 978-0-87170-657-7
2. POLMEAR, I., STJOHN, D., NIE, J. F., QIAN, M. (2017). *Light Alloys - Metallurgy of the Light Metals*. ISBN: 978-0-08099-431-4
3. SONG, J., SHE, J., CHEN, D., PAN, F. (2020). Latest research advances on magnesium and magnesium alloys worldwide. In: *Journal of Magnesium and Alloys*, Vol. 8, No.1, s. 1-41. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.02.003>
4. PRASAD, S. V. S., PRASAD, S. B., VERMA, K., MISHRA, R. K., KUMAR, V., SINGH, S. (2022). The role and significance of Magnesium in modern day research-A review. In: *Journal of Magnesium and Alloys* Vol.10, No.1, s. 1-61. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.05.012>
5. PEKGULERYUZ, M., KAYA, A. (2014). Magnesium Diecasting Alloys for High Temperature Applications. In: *Essential Readings in Magnesium Technology*. ISBN: 978-3-319-48588-1
6. KING, J. (2006). Development of Practical High Temperature Magnesium Casting Alloys In: *Magnesium Alloys and their Applications*, s. 14-22. DOI:10.1002/3527607552.ch3
7. ZHANG, W., LI, M., CHEN, Q., HU, W., ZHANG, W., XIN, W. (2012). Effects of Sr and Sn on microstructure and corrosion resistance of Mg–Zr–Ca magnesium alloy for biomedical applications. In: *Materials and Design*, Vol. 39, s. 379-383. DOI: 10.1039/c5tb00433k
8. DING, Y., WEN, C., HODGSON, P., LI, Y. (2014). Effects of alloying elements on the corrosion behavior and biocompatibility of biodegradable magnesium alloys. In: *J. Mater. Chem. B*, Vol. 2., s. 1912-1933, <https://doi.org/10.1039/C3TB21746A>
9. KIANI, F., LIN, J., VAHID, A., MUNIR, K., WEN, C., LI, Y. (2022). Mechanical and corrosion properties of extruded Mg–Zr–Sr alloys for biodegradable implant applications. In: *Materials Science and Engineering A*, Vol. 5, s.831- 842. DOI:10.1016/j.msea.2021.142192
10. SEZER, N., EVIS, Z., KAYHAN, S. M., TAHMASEBIFAR, A., KOÇ, M. (2018). Review of magnesium-based biomaterials and their applications. In: *Journal of Magnesium and Alloys*, Vol. 1, No. 6, s. 23-43. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2018.02.003>
11. PAN, H., QIN, G., HUANG, Y., REN, Y., SHA, X., HAN, X., LIU, Z. Q., LI, C., WU, X., CHEN, H., HE, C., CHAI, L., WANG, Y., NIE, J.F. (2018). Development of low alloyed and rare-earth-free

- magnesium alloys having ultra high strength. In: *Acta Materialia*, No. 149, s. 350-363. DOI:10.1016/j.actamat.2018.03.002
12. POPESCU, G., MOLDOVAN, P., BOJIN, D., SILLEKENS, W. H. (2009). Influence of heat treatment on magnesium alloys meant to automotive industry. In: *UPB Scientific Bulletin, Series B: Chemistry and Materials Science*, No. 71, s. 85-92. ISSN 1454-2331
 13. GUPTA, M., S. NAI MUI LING (2011). *Magnesium, Magnesium Alloys, and Magnesium Composites*, Hoboken, John Wiley & Sons, Incorporated. ISBN: 9780470494172
 14. ASL, K., TARI, A., KHOMAMIZADEH, F. (2009). The effect of different content of Al, RE and Si element on the microstructure, mechanical and creep properties of Mg–Al alloys. In: *Materials Science and Engineering: A*, No. 523, DOI:10.1016/j.msea.2009.06.048
 15. CHANG, T. A., WANG, J., CHU, C. L., LEE, S. (2006). Mechanical properties and microstructures of various Mg–Li alloys. In: *Materials Letters*, No. 60, s. 3272-3276. DOI:10.1016/j.matlet.2006.03.052
 16. LI, W., ZHOU, H., ZHOU, W., WANG, M. X. (2007). Effect of cooling rate on ignition point of AZ91D–0.98 wt.% Ce magnesium alloy. In: *Materials Letters*, No. 61, s. 2772-2774. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2006.10.028>
 17. MISHRA, R. K., GUPTA, A. K., RAO, P. R., SACHDEV, A. K., KUMAR, A. M., LUO, A. A. (2008). Influence of cerium on the texture and ductility of magnesium extrusions. In: *Scripta Materialia*, Vol. 59, No. 5, s. 562-565. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.05.019>
 18. ANYANWU, I. A., KAMADO, S., KOJIMA, Y. (2001). Creep properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys. In: *Materials Transactions*, Vol. 42, No. 7, s. 1212-1218. <https://doi.org/10.2320/matertrans.42.1212>
 19. ZHANG, Q., CHEN, Z., ZHONG, W., ZHAO, J.C. (2017). Accurate and efficient measurement of impurity (dilute) diffusion coefficients without isotope tracer experiments. In: *Scripta Materialia*, Vol.128, s. 32-35, <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.09.040>
 20. GAO, L., CHEN, R. S., HAN, E. (2009) Effects of rare-earth elements Gd and Y on the solid solution strengthening of Mg alloys. In: *Journal of Alloys and Compounds*, No. 481, s. 379-384. DOI:10.1016/j.jallcom.2009.02.131
 21. YANG, L., YUAN, Y., CHEN, T., DAI, X., ZHANG, L., LI, D., TANG, A., YI, W., ZHANG, L., PAN, F. (2021). Diffusion behaviour and mechanical properties of binary Mg–Gd system. In: *Intermetallics*, Vol. 133, <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2021.107171>
 22. LEI, B., JIANG, B., YANG, H., DONG, Z., WANG, Q., YUAN, M., HUANG, G., SONG, J., ZHANG, D., PAN, F. (2021). Effect of Nd addition on the microstructure and mechanical properties of extruded Mg-Gd-Zr alloy. In: *Materials Science and Engineering A*, No. 816, DOI:10.1016/j.msea.2021.141320
 23. YAN, J., SUN, Y., XUE, F., XUE, S., YINGYING, X., TAO, W. (2009). Creep behavior of Mg–2 wt.%Nd binary alloy. In: *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, No. 524, s. 102-107. DOI:10.1016/j.msea.2009.06.008
 24. CHOU, D.-T., HONG, D., SAHA, P., FERRERO, J., LEE, B., TAN, Z., DONG, Z., KUMTA, P. N. (2013) In vitro and in vivo corrosion, cytocompatibility and mechanical properties of biodegradable Mg–Y–Ca–Zr alloys as implant materials. In: *Acta Biomaterialia*, Vol. 9, No. 10, s. 8518-8533. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2013.06.025>
 25. SOCIUSZ-PODOSEK, M., LITYŃSKA, L. (2003). Effect of yttrium on structure and mechanical properties of Mg alloys. In: *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 80, No. 2, s. 472-475. DOI:10.1016/S0254-0584(02)00549-7

26. NINOMIYA, R., OJIRO, T., KUBOTA, K. (1995). Improved heat resistance of Mg-Al alloys by the Ca addition. In: *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 43, No.2, s. 669-674. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)00269-N](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)00269-N)
27. GANDEL, D. S., EASTON, M., GIBSON, M., ABBOTT, T., BIRBILIS, N. (2014). The influence of zirconium additions on the corrosion of magnesium. In: *Corrosion Science*, No. 81, s. 27-35. DOI:10.1016/j.corsci.2013.11.051
28. LIU, H., NING, Z., CAO, F., ZHANG, Y., SUN, J. (2011). Effect of Melting Process on Zr Content and Grain Refinement in ZE41A Alloy. In: *Advanced Materials Research*, No. 284-286, s. 1651-1655. DOI:10.4028/www.scientific.net/AMR.284-286.1651
29. QIAN, M., JOHN, D., FROST, M. (2003). Effect of Soluble and Insoluble Zirconium on the Grain Refinement of Magnesium Alloys. In: *Materials Science Forum*, s. 419-422. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.419-422.593
30. QIAN, M., DAS, A. (2006) Grain refinement of magnesium alloys by zirconium: Formation of equiaxed grains. In: *Scripta Materialia*, Vol. 5, No.54, 54, s. 881-886. DOI:10.1016/j.scriptamat.2005.11.002
31. QIAN, M., STJOHN, D., FROST, M. (2011). Zirconium alloying and grain refinement of magnesium alloys. In: *TMS Annual Meeting 2011*.
32. SERAK, J., VODEROVA, M., VOJTECH, D., NOVAK, P. (2014). Microstructure and Properties of Magnesium Alloys Working at Elevated Temperatures. In: *Manufacturing Technology*, Vol.14, No.2, s. 238-244. DOI:10.21062/ujep/x.2014/a/1213-2489/MT/14/2/238
33. PEKGULERYUZ, O., KAYA, A. (2003). Creep Resistant Magnesium Alloys for Powertrain Applications. In: *Advanced Engineering Materials*, Vol. 5, No. 2, s. 866-878. DOI:10.1002/adem.200300403
34. DONG, X., FENG, L., WANG, S., NYBERG, A., JI, S. (2021). A new die-cast magnesium alloy for applications at higher elevated temperatures of 200–300 °C. In: *Journal of Magnesium Alloys*, Vol. 9, s. 90-101. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.09.012>
35. SERAK, J., VOJTECH, D., REISER, M. (2019). Influence of Sn, Pb, Bi and Sb on the Microstructure and Mechanical Properties of Commercial AlSi8Cu2 Alloy. *Manufacturing Technology*, Vol. 18, No. 5, 2019, s. 658 – 691, DOI: 10.21062/ujep/356.2019/a/1213-2489/MT/19/4/685
36. SERAK, J., VOJTECH, D. (2017). Dispersion of Mechanical Properties of Commercial Aluminium Alloys within Their Material Standards. *Manufacturing Technology*, Vol. 17, No. 5, 2017, s. 831-837, DOI: 10.21062/ujep/x.2017/a/1213-2489/MT/17/5/831

PODĚKOVÁNÍ

Prezentované výsledky byly získány v rámci výzkumného záměru A1_FCHT_2022_007.

Případová studie: Příprava vzorků pro statickou zkoušku tahem – problémy s tažností

Horký, K.¹

¹BENEŠ a LÁT a.s., Tovární 463, 289 14 Poříčany, karel.horky@benesalat.cz

Cíl

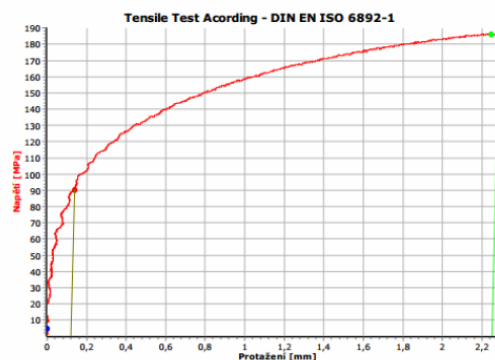


CÍLEM TÉTO STUDIE JE OPTIMALIZACE PŘÍPRAVY VZORKŮ PRO STATICKOU ZKOUŠKU TAHEM A OPTIMALIZACE SAMOTNÉ STATICKÉ ZKOUŠKY TAHEM SE ZAMĚŘENÍM NA HODNOTY TAŽNOSTI DLE NORMY ISO 6892-1

Problém nevycházející tažnosti



- PROKLUZOVÁNÍ VZORKU V UPÍNAČÍCH ČELISTECH.
- NEVYCHÁZEJÍCÍ TAŽNOST A %
- KŘIVKA JE NESTABILNÍ.
- NA LOMOVÉ PLOŠE VZORKU BYLY VIDITELNÉ OXIDY A VMĚSTKY
- HODNOTY $R_{p0,2}$ a R_m BYLY OK.



POŽADAVKY ČSN EN 1706+A1 NA MECH.VL. PRO AC44200

ČSN EN 1706+A1

Tabulka 3 (dokončení)

Skupina slitin	Označení slitiny		Označení stavu	Mez pevnosti v tahu R_m MPa min.	Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ MPa min.	Tažnost A % min.	Tvrdość podle Brinella HBW min.
	číselné	chemickými značkami					
AlSi	EN AC-44000	EN AC-Al Si11	F	170	80	7	45
	EN AC-44200	EN AC-Al Si12(a)	F	170	80	6	55
	EN AC-44200	EN AC-Al Si12(a)	F	170	80	6	55
	EN AC-44400	EN AC-Al Si9	F	180	90	5	55

Tabulka výsledků

OK	Datum	Čas	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	F_m N	A %	Az %	Komentář	
2	x	20.02.23	13:32	91	188	3658,95	3,75	3,81	NOK

VMĚSTEK NA LOMOVÉ PLOŠE



A = 3,75% - NOK

Popis počátečního stavu



PŘEDLITEK PRO VZOREK



Slitina : AC 44200 – AlSi12
Modifikace: AlSr10
Zjemnění zrna: AlTiB5/1
Gravitační kokila – 1 otisková
Teplota taveniny : $730 \pm 10^\circ\text{C}$
Teplota kokily : $350 \pm 20^\circ\text{C}$

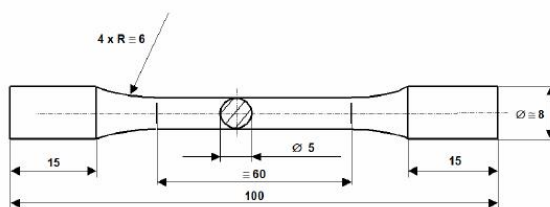
GRAVITAČNÍ KOKILA PRO PŘEDLITEK



Popis počátečního stavu



PŘEDLITÝ POLOTOVAR PRO VÝROBU ZKUŠENÍ TYČKY (VZORKU)



OBROBENÁ ZKUŠEBNÍ TYČKA (VZOREK)



Popis počátečního stavu Chem. složení

Atest - Q4 Tasman *STAT. ZK. TAHEM - NOK*

Vzorek: Pec č. 23 - AC-44200
 Datum analýzy: 20.02.2023 12:05:59
 Jakost: AC-44200 NTL

Metoda: AI 100
 Shoda: Nevyhovuje

	Si [%]	Fe [%]	Cu [%]	Mn [%]	Mg [%]
IT	13,5	0,55	0,05	0,35	
Ø	12,64	0,305	0,022	0,213	0,293
II	10,5	0,22	0	0	
	Cr [%]	Ni [%]	Zn [%]	Ti [%]	Ag [%]
IT	0,05	0,05	0,1	0,14	
Ø	0,012	0,0069	0,019	0,103	0,0004
II	0	0	0	0,11	
	B [%]	Ba [%]	Be [%]	Bi [%]	Ca [%]
IT				0,004	0,002
Ø	0,0009	0,0003	3E-05	0,0012	0,0015
II				0	0
	Cd [%]	Co [%]	Ga [%]	In [%]	Li [%]
IT					0,0005
Ø	<0,0001	<0,0002	0,01	<0,0005	<0,0001
II					0
	Mo [%]	Na [%]	Pb [%]	Sn [%]	Sr [%]
IT		0,05	0,05	0,05	0,025
Ø	0,0004	<0,0001	0,004	0,0009	0,02
II	0	0	0	0	0
	V [%]	Zr [%]	Sb [%]	Hg [%]	As [%]
IT		0,05	0,01		
Ø	0,0075	0,0026	-0,007	<0,0008	<0,0015
II		0	0		
	P [%]	Ce [%]	La [%]	Al [%]	
IT	0,002				
Ø	<0,0008	0,0096	0,0038	86,32	
II	0				

Obsah Sr = 200 ppm

Popis počátečního stavu



PŮVODNÍ STARÉ ČELISTI



Návrhy řešení problému s nevycházející tažností



Návrhy řešení z VUT a od fy. ŠEBESTA ohledně nevycházející tažnosti u AC 44200:

- nízká tažnost je důsledkem nízkého účinku modifikace - tzn. vzorky odebírat až po 15 min od modifikace AlSr10.
- sítko do vtoku pomůže čistotě taveniny, ale vměstky na lomu nejsou příčinou nízké tažnosti.
- Nálitek je příliš veliký - tzn. lít vzorky pouze do ½ výšky nálitku.
- Kokilu nastříkat vodivým postříkem, aby rychleji chladla. (bude jemnější zrno a tím se zvýší tažnost).
- zvýšení Sr v tavenině na 300 - 400 ppm

Návrhy řešení problému s nevycházející tažností



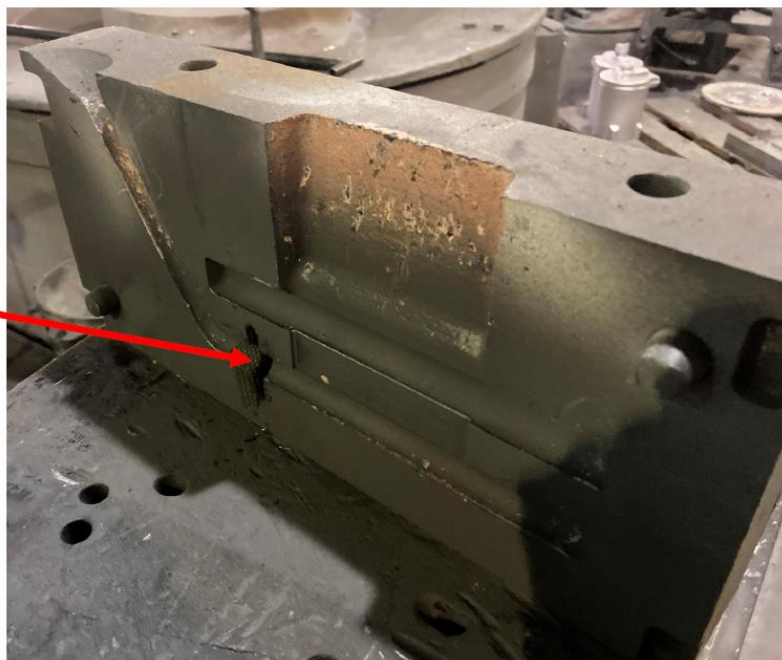
Návrhy řešení z LaborTechu ohledně nevycházející tažnosti u AC 44200:

- Prokluz vzorku v čelistech lze řešit
 - a) novými čelistmi
 - b) Bajonetovými čelistmi
 - c) Prodloužením upínacích hlavic na vzorku

Aplikace návrhů řešení



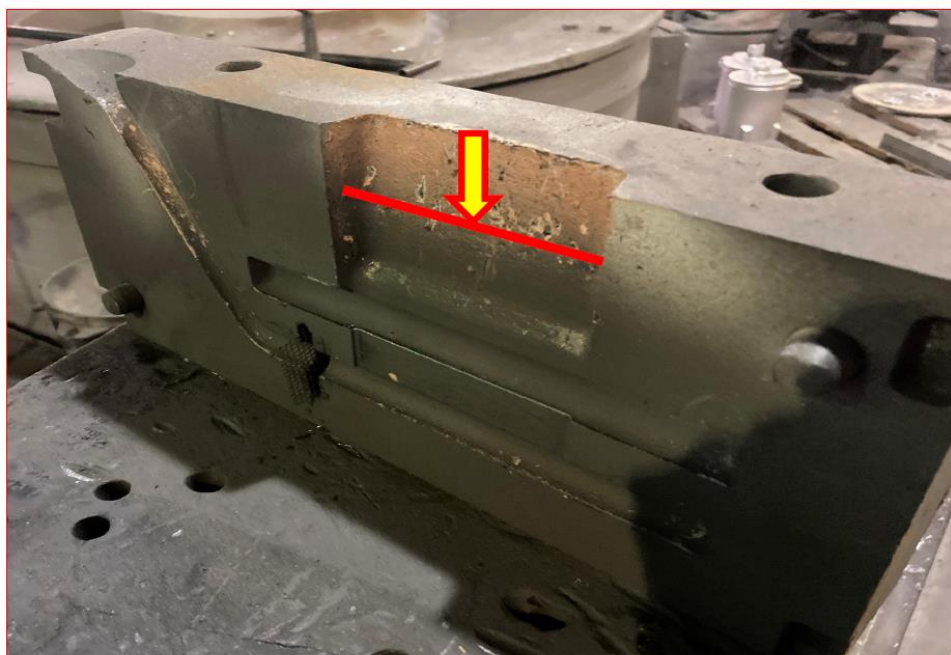
- 1) ODBĚR VZORKU PO 15 min OD MODIFIKACE AlSr10
- 2) APLIKACE OCELOVÉHO SÍTKA DO VTOKOVÉ SOUSTAVY U OLITKU VZORKU



Aplikace návrhů řešení



- 3) LITÍ POUZE DO ½ VÝŠKY NÁLITKY



Aplikace návrhů řešení

4) KOKILA NASTŘÍKÁNA VODIVÝM SEPARAČNÍM POSTŘIKEM



Aplikace návrhů řešení

5) Sr V TAVENINĚ ZVÝŠENO NA 300 – 400 ppm

Atest - Q4 Tasman *STAT. ZK. TAVEN - OK*

Vzorek:	PEC C. 52 - AC 44200			
Datum analýzy:	09.03.2023 12:18:19	Metoda:	Al 100	
Jakost:	AC-44200 NTL	Shoda:	Nevyhovuje	

	Si [%]	Fe [%]	Cu [%]	Mn [%]	Mg [%]
IT	13,50	0,550	0,050	0,350	
Ø	12,72	0,246	0,021	0,036	0,038
II	10,50	0,220	0,000	0,000	

	Cr [%]	Ni [%]	Zn [%]	Ti [%]	Ag [%]
IT	0,0500	0,0500	0,100	0,140	
Ø	0,0027	0,0046	0,020	0,127	<0,00010
II	0,0000	0,0000	0,000	0,110	

	B [%]	Ba [%]	Be [%]	Bi [%]	Ca [%]
IT				0,0040	0,00200
Ø	<0,00010	0,0002	0,00003	<0,0010	<0,00005
II				0,0000	0,00000

	Cd [%]	Co [%]	Ga [%]	In [%]	Li [%]
IT					0,00050
Ø	<0,00010	<0,0002	0,0089	<0,0005	<0,00010
II					0,00000

	Mo [%]	Na [%]	Pb [%]	Sn [%]	Sr [%]
IT		0,05000	0,0500	0,0500	<0,00010
Ø	0,0004	<0,00010	0,0021	0,0013	0,334
II		0,00000	0,0000	0,0000	<0,00010

	V [%]	Zr [%]	Sb [%]	Hg [%]	As [%]
IT		0,0500	0,0100		
Ø	0,0082	0,0020	<0,0070	0,0021	<0,0015
II		0,0000	0,0000		

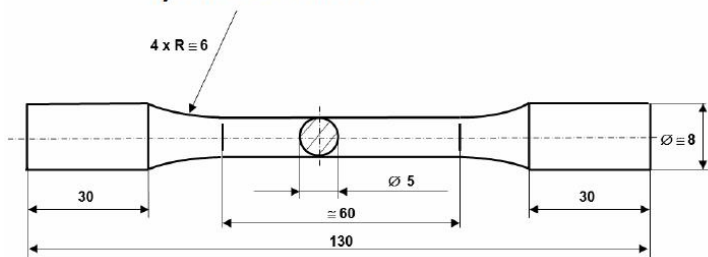
	P [%]	Ce [%]	La [%]	Al [%]
IT	0,0020			
Ø	<0,0008	0,0090	0,0033	86,70
II	0,0000			

Obsah Sr = 340 ppm

Aplikace návrhů řešení



- 6) PRODLOUŽENÍ UPÍNACÍ HLAVICE NA VZORKU
- 7) NOVÉ ČELISTI



Výsledky aplikace návrhů řešení



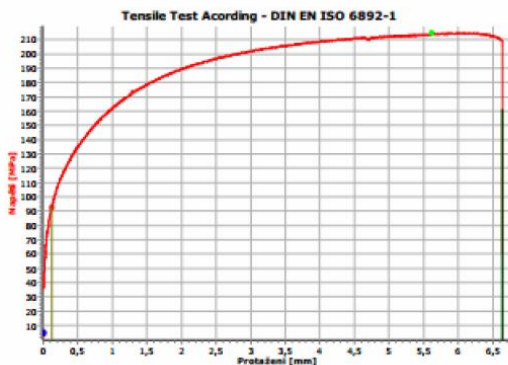
BENEŠ a LÁT a.s. Továrni 463, Poříčany 280 14
 Material: AL - AC44200
 Sample number: Tavoja 1 - vz. 1
 Production: Bc. Karel Horák
 Part Number: 021-00715

Time: 08:11
 Date: 16.03.23



Test parameters

Test : Tensile Test According - DIN EN ISO 6892-1
 Length data : Le = 60,005 mm; Lc = 70 mm; L0 = 60,005 mm
 UTM type : LabTest 6.30



Test results

OK	Date	Time	Rp0.2 MPa	Rm MPa	Fm N	A %	At %	Komentář
1	x	16.03.23	08:11	93	215	4224,21	11,05	11,07 OK

Rp0,2 = 93 MPa – OK
Rm = 215 MPa – OK
A = 11,05% - OK

Test results

OK	Date	Time	Rp0.2 MPa	Rm MPa	Fm N	A %	At %	Komentář
1	x	16.03.23	08:11	93	215	4224,21	11,05	11,07 OK

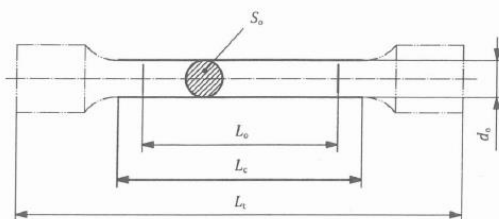
Závěry a doporučení

- 1) Doporučení z VUT, fy. Šebesta a Labortech měla pozitivní vliv na výsledné hodnoty mechanických vlastností a především tažnosti.
- 2) Dalším krokem bude zvětšení průměru zkušební tyčky na 10 mm dle DIN EN ISO 6892-1
- 3) Výměna čelistí za bajonetové čelisti, které budou mít lepší fixaci zkušební tyčky.

Závěry a doporučení

ZKUŠEBNÍ TĚLESO ϕ 10 mm – ČSN EN ISO 6892-1

ČSN EN ISO 6892-1

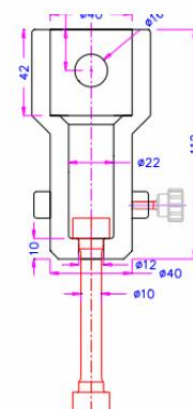


EN ISO 6892-1

Tabulka D.1 – Zkušební tělesa kruhového průřezu

oučinitel proporcionality k	Průměr d mm	Počáteční měřená délka $L_0 = k \sqrt{S_0}$ mm	Minimální zkoušená délka L_c mm
5,65	20	100	110
	14	70	77
	10	50	55
	5	25	28

BAJONETOVÉ ČELISTI



Sborník přednášek z 9. Holečkovy konference

Autoři: Kolektiv autorů

Vydal: Česká slévárenská společnost, z.s., člen ČSVTS Praha

Adresa: Divadelní 6, 657 34 Brno

Rok vydání: 2023

Vydání: 1.

Počet stran: 31

Poznámka: Neprošlo jazykovou úpravou.

ISBN 978-80-02-03016-4