

PŘEHLEDOVÉ ČLÁNKY / Overviews Articles

Současné poznatky o vlivu doprovodných prvků ve slitinách Al-Si

Ing. Jaroslav Doležal, METAL TRADE COMAX, a. s., Velvary

Ing. Barbora Bryksí Stunová, Ph.D., ČVUT v Praze, Fakulta strojní, Ústav strojírenské technologie, Praha

Bc. Vojtěch Kučera, METAL TRADE COMAX, a. s., Velvary

Úvod (1)

Vedlejší přísadové prvky jsou takové chemické elementy, které příznivě ovlivňují některé vlastnosti daného typu slitiny – např. zvyšují mechanické vlastnosti, zlepšují obrobiteľnost, ovlivňují strukturu kovu, jsou důležité z hlediska tepelného zpracování nebo kompenzují nepříznivý účinek některých doprovodných prvků. Obsah vedlejších přísadových prvků je obvykle nižší než obsah hlavního přísadového prvku. Vedlejších prvků může být ve slitině současně několik. Jako doprovodné prvky se označují takové prvky, které nebyly do slitiny přidávány záměrně. Při překročení určité koncentrace obvykle zhoršují mechanické, chemické nebo technologické vlastnosti slitiny a jsou pak považovány za nečistoty. Působí tak, že buď nepříznivě ovlivňují vlastnosti základního kovu, v němž jsou rozpuštěny, nebo tvoří vlastní fáze, které mají negativní vliv na vlastnosti slitiny. Obsah doprovodných prvků bývá limitován jejich maximálně přípustným obsahem. Zdrojem doprovodných prvků jsou zejména vsázkové suroviny nebo se do slitiny dostávají v průběhu tavení z vyzdívky, z použitých tavicích přípravků nebo náradí. Velkým zdrojem nečistot bývá zejména přetavovaný šrot. Významným problémem u mnoha doprovodných prvků je obtížný způsob jejich odstranění ze slitiny. Často je v podmínkách sléváren vůbec odstranit nelze a snížit jejich obsah na přípustnou mez je možné pouze ředěním pomocí čistých surovin. [1]

Hliníkové slitiny jsou charakteristické tím, že na rozdíl od slitin na bázi jiných prvků je v nich přítomné množství intermetalických fází. Všeobecně je možné konstatovat, že prvky, jejichž původ je v prvovýrobě hliníku a vytvářejí určité intermetalické sloučeniny, negativně ovlivňují vlastnosti slitin Al-Si. Míra jejich negativního působení závisí na jejich velikosti, množství, distribuci a morfologii. [2]

Chemické složení slitin Al-Si (1)

Norma ČSN EN 1706 42 1433 uvádí hlavní, legující a doprovodné prvky a rozmezí jejich obsahu nebo max. přípustná množství v % hmotnosti: Si, Fe, Cu, Mn, Mg, Cr, Ni, Zn, Pb, Sn, Ti, jiné (každý/celkem) a zbytek Al. Zákazníci a slévárny si chemické složení slitin dále upravují, zpřesňují rozsahy prvků uvedených v ČSN EN nebo zavádějí požadovaná či přípustná množství jiných prvků. Mezi další sledované prvky je možno zařadit Sb, Sr, P, Ca, Cd, Bi, Zr, V, Sc ev. další. Stroncium a antimon jsou modifikační prvky. Dalším zmíněným prvkům a doprovodným prvkům z ČSN EN budou věnovány následující kapitoly.

Fosfor (1.1)

Fosfor určuje čistotu taveniny. Má zásadní vliv na morfologii a uspořádání eutektického křemíku. Čím nižší rychlost chladnutí, tím je vliv výraznější. Částice fosfidu hlinitého AlP slouží jako krystalizační zárodky křemíku. Zrnité eutektikum vzniká při obsahu asi 5–10 ppm fosforu tvorbou krystalizačních zárodků AlP. Lamelární eutektikum vzniká v čistých slitinách s velmi nízkým obsahem sodíku a obsahem fosforu pouze asi 1–2 ppm [1].

Zvýšený obsah fosforu vede k hrubnutí eutektika, což podporuje teorii, která říká, že sloučeniny na bázi fosforu jsou efektivní jako stavební plochy pro nukleaci eutektika. Lze konstatovat, že způsob nukleace a růstu eutektických zrn souvisí s čistotou taveniny. Fakt, že stroncium způsobuje pokles nukleace, podporuje teorii, že hlavní role nečistot v tuhnutí eutektika v komerčních nemodifikovaných slitinách Al-Si spočívá v poskytování aktivních nukleantů pro eutektická zrna.

Důvod, proč je v komerčních slitinách eutektická nukleace tak plodná, je přítomnost velké populace potentních zárodků. Lokace eutektických zrn podél rozhraní dendritů primárního křemíku a taveniny indikuje, že zárodky jsou vytlačovány během růstu dendritů. Není pravděpodobné, že samy dendrity nukleují eutektická zrna, protože jsou přítomny i v high-purity slitinách. Je možné, že těmi zárodky jsou částice AlP, které se nacházejí jako primární fáze ve většině komerčních slitin Al-Si. To není v konfliktu s experimentem, kde byl obsah fosforu nižší než 10 ppm (nižší než detekční limit daného zařízení), neboť částice bohaté na fosfor byly identifikovány dokonce i ve slitinách s čistotou 99,995 %. Třebaže struktura eutektika nemodifikovaných high-purity slitin je značně jemná, částice eutektického křemíku jsou stále plošného charakteru a vláknitý křemík nebyl ve vzorcích nalezen. To i přesto, že mód eutektického růstu je téměř identický jako ve slitinách modifikovaných, ať už s běžnou nebo vysokou čistotou [3]. Obsah fosforu v sekundárních slitinách je do 20 ppm.

Kombinovaný účinek prvků Na, Sr, P, Ca není dostatečně prozkoumán a existují jenom ojedinělé pokusy o vysvětlení vzájemného vlivu prvků Sr-P a Ca-Na-Sr, případně Na-P. Z výsledků těchto prací vyplývá, že při modifikování Al-Si slitin sodíkem, příp. stronciem, je potřebné udržet obsah Ca a P pod hranicí 0,001 hm. %. Prvky Ca a P se běžně jako přísadové nepoužívají (s výjimkou fosforu pro nadeutektické siluminy). Fosfor se vsázkuje ve formě předslitiny CuP10 nebo ve formě přísad uvolňujících fosfor, např. NUCLEANT 10 nebo pentachlorid PCl_5 , který současně uvolňuje Cl_2 , a tím působí současně jako odplyňující činitel. V případě kombinovaného použití prvků Na, Sr, P, Ca byl zaznamenán pokles mechanických vlastností (především tažnosti), který může být způsoben přemodifikováním struktury [4].

Vápník (1.1)

Vápník je doprovodný prvek, který se do slitin Al-Si dostává obvykle s křemíkem. Má slabý modifikační účinek, který, jak uvádí [1], se prakticky nevyužívá. V poslední době se ale objevují práce, jako např. [5], [6], které se snaží využít vlivu vápníku k modifikaci eutektického křemíku a ke zlepšení technologických vlastností, jako je zabíhavost a obrobiteľnosť při zachování dobré korozní odolnosti. Dle teorie ITT (Impurity Induced Twinning), vysvětlující modifikační účinek prvků vlivem nečistotami indukovaného dvojčatění, je vápník téměř ideálním modifikačním prvkem, protože jeho poloměr atomu je ve vhodném poměru k poloměru atomu matrice. Vápník se svým poloměrem atomu leží v centru intervalu, který byl stanoven jako optimální z hlediska modifikačního účinku.

Reálně se ale vápníku jako modifikačního prvku zatím nevyužívá, má velmi malé využití, reaguje na hladině a při ponoru turbulentně, čímž přirozeně zvyšuje obsah rozpuštěného vodíku a má dlouhý čas rozpouštění [6].

Vápník přispívá i ke zlepšení technologických vlastností, jako je zabíhavost a obrobiteľnosť při zachování dobré korozní odolnosti.

Negativním účinkem vápníku je již zmíněné zvýšení sklonu taveniny k naplynění a tvorbě mikrostaženin, pročež je považován za nežádoucí prvek. Maximální obsah bývá limitován hodnotou 150 ppm. V případě překročení této meze lze kromě ředění vápník efektivně odstranit rafinačními solemi se složkami selektivní vazbou, konkrétně s AlF_3 .

Bismut (1.1)

Bismut se vyskytuje ve slitinách druhého tavení. Obvykle se považuje za prvek s velmi nepříznivým vlivem na houževnatost odlitků. Bismut patří do skupiny prvků (společně s Pb,

Sn, Cd) s nízkou teplotou tavení, které jsou přítomny ve slitinách Al vhodných pro obrábění. Tento prvek vykazuje velmi nízkou rozpustnost v pevné α -Al fázi a vytváří měkké fáze s nízkou teplotou tavení, což podporuje dobrou tvorbu třísek, pomáhá mazání řezného nástroje, snižuje jeho abrazivní opotřebení a významně snižují energetickou náročnost obrábění [8].

Bylo prokázáno, že bizmut může sloužit jako účinný eutektický modifikátor v množství od 0,2 do 0,25 % Bi v eutektických slitinách Al-Si. Nicméně bylo také zjištěno, že tomu tak není vždy. Již malé množství Bi (pouhých 50 ppm) může narušovat vliv modifikace Sr ve slitinách Al-Si. Bylo zjištěno, že efekt modifikace stronciem klesá s množstvím přidaného Bi a od 1 000 ppm Bi je účinek zcela eliminován [9], [10]. Jiní autoři [11] prokázali, že Sr a Bi v poměru hmotnostních obsahů 0,45 modifikují eutektický křemík do jemných vláken. U této hodnoty byly zjištěny nejvyšší hodnoty mechanických vlastností, naopak k nejhorším výsledkům dochází při poměru menším než 0,32. Tvrdost, houževnatost, pevnost v tahu, mez kluzu a index kvality slitiny se snížila (o 7 %, 62 %, 19 %, 57 % a 48 %). U poměru více než 0,45 se ukázal tvárný lom, zatímco vzorky s poměrem Sr/Bi menším než 0,32 byl lom křehký [11]. Bizmut společně s prvky, jako jsou Pb, Sn a In, je nerozpustný v hliníku a má extrémně nízký koeficient distribuce jak v hliníku, tak v křemíku [9]. Výsledky experimentů ukazují, že i slitiny s obsahem Bi mohou stabilně dosahovat vysokých hodnot mechanických vlastností [9]. Bizmut se také přidává do slitin Al-Mg, aby se zabránilo křehnutí sodíkem. Negativním účinkem bizmutu je tendence k oxidaci vlivem nízkého tlaku par, tvorba oxidické blány v peci a tím i zvýšený výskyt oxidických vměstků [9].

Olovo a cín (1.1)

Olovo je ve slitinách Al uváděno jako významná nečistota, a to z důvodu podpory vzniku mezikrystalické koroze a snížení houževnatosti [1], snížení tažnosti, tvárnosti a tepelné vodivosti [12]. Na druhou stranu olovo ovlivňuje obrobiteľnosť. Olovo je v hliníku nerozpustné a tvoří ve struktuře nízkotavitelné fáze. Tyto fáze se v místě řezu natavují, snižují tření mezi nástrojem a odcházející třískou a zabraňují tvorbě nárůstků na čele nástroje. Řezný nástroj se méně opotřebovává a obrobený povrch je kvalitnější. Olovo také zlepšuje lámavost třísky. Z důvodů toxicity olova byly vydány předpisy, které jeho obsah ve slitinách hliníku výrazně omezují pouze do několika desetin procenta. Nejčastější náhradou za olovo je cín, který dodává slitinám hliníku potřebné vlastnosti pro obrábění podobně jako olovo [4].

Cín byl dříve přidáván do slitin Al pro zvýšení zabíhavosti, dnes se přidává do slitin pro ložiska za účelem snížení tření v ložiskách a pouzdrech. Teplota tání těchto intermetalik se

pohybuje na velmi nízké teplotě (227,7 °C). Cín může za mimořádných podmínek poskytovat krátkodobé mazání, pokud hrozí přehřátí ložiska/pouzdra v provozu. Cín a olovo, pokud jsou přítomny ve slitině společně s hořčíkem, ovlivňují tvorbu fáze Mg_2Si a vstupují do intermetalik buď v podobě fáze Mg_2Sn , nebo tvoří novou fázi $Mg_2Si_{0,2}Sn_{0,8}$. Tyto fáze mají tendenci se soustředit na hranicích zrn v podobě eutektik více či méně propojených [13].

Byl zkoumán účinek stopových příměsí cínu, india, kadmia na přirozené stárnutí $AlSi7Mg$ rychle ochlazené slitiny. Došlo ke snížení konečné meze pevnosti v tahu o 20 MPa, meze kluzu o 10 MPa a tvrdosti 10 až 15 BHN. Ve slitinách Al-Si-Cu-Mg brání cín tvorbě fáze Mg_2Si , přičemž Sn a Pb společně brání tvorbě fáze $Al_xMg_5Cu_4Si_4$.

I v jiných pracích se dospělo k závěru, že cín nahrazuje křemík ve fázích Mg_2Si a $Al_xMg_5Cu_4Si_4$. Fáze Mg_2Sn se mohou vyskytovat v podobě velmi drobných částic (300–500 nm), které jsou vázány na eutektické částice křemíku. Nicméně se častěji vyskytují v podobě čínského písma. Obsah hořčíku by tedy ve slitinách s cínem měl být dostatečný, aby mohl vázat cín do části s vyšší teplotou tání a tvořit i další intermetalika. Obsah cínu a forma jeho vyloučení je zásadní pro výsledné mechanické vlastnosti. Cín v hrubších útvarech negativně ovlivňuje hlavně tažnost a houževnatost, mez kluzu je ovlivněna méně. Experimenty ukazují, že např. ve slitině $AlSi7Mg0,3$ s 0,35 % Mg je optimální přídavek Sn 0,05 % z hlediska mechanických vlastností – menší či větší přídavek Sn vykazoval zhoršení vlastností [14].

Zirkonium (1.1)

Zirkonium společně s vanadem je považováno za velmi nadějnou leguru do slitin Al. Nejznámější je účinek zirkonia na zjemnění primárního zrna. Nepoužívá se však jako samotné očkovací činidlo (netvoří krystalizační zárodky), aplikuje se pouze v kombinaci s titanem v obsazích 0,2–0,25 % Zr. Zvyšuje odolnost slitin za vyšších teplot. Společně s V, Cr, a B také do určité míry stabilizuje precipitáty vzniklé při vytvrzování [1].

Z konkrétních experimentů lze usoudit, že obsah zirkonia v kombinaci s V a Ti sice způsobil zvýšení meze kluzu, ale nižší tažnost, a k výraznému zvýšení hodnot pevnosti nedošlo. Slitina $AlSi7Cu1Mg$ vykazovala vyšší tvrdost za zvýšených teplot [15]. Zirkonium v rozmezí 0,1 až 0,3 se používá k vytvoření jemné intermetalické fáze, která inhibuje zotavení a rekrystalizaci. U slitiny typu hliník-zinek-hořčík se pomocí přídavku zirkonia dosahuje zvýšených teplot rekrystalizace a lze řídit strukturu zrn u tvářených výrobků.

Do určité míry přídavek Zr může bránit rekrystalizaci i u tvářených eutektických slitin Al-Si-Mg. Přídavek 0,1 % Zr vykazuje velmi silný inhibiční účinek na rekrystalizaci. Zr může výrazně zlepšit pevnost v tahu a mez kluzu u tvářených slitin, naopak ztrácí na tažnosti.

Zajímavý fenomén je zlepšení meze kluzu u slitin Al-Si-Mg, kde je zirkonium v kombinaci s např. 0,1 % V [16]. Některé práce [15] také ukazují možnost náhrady toxického niklu pomocí Zr v Al-Si-Cu-Mg slitinách pro použití za vysokých teplot. Přínosem je rovněž snížení nákladů.

Vanad (1.1)

Vanad bývá v textech často uváděn společně se zirkoniem a titanem, neboť samotný přídavek vanadu má jen malý vliv na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti slitin Al-Si. Podobně jako zirkonium pomáhá zjemnění primárního zrna a stabilizuje precipitáty. Vanad společně se zirkoniem v hliníku tvoří intermetalické fáze Al_xM ($M = V, Zr$) s vysokým bodem tání, které mají nízkou rozpustnost a nízký koeficient difuze v hliníkové matici. Během homogenizace zvyšují odolnost vůči hrubnutí zrna díky shodě mřížky s maticí a slitině dávají výbornou tepelnou stabilitu při zvýšených teplotách [17]. Experimentální práce ukazují, že u slitin Al-Si-Cu-Mg s malými příměsmi Zr, V a Ti po tepelném zpracování se výrazně zvýšila pevnost a tažnost [18]. Další autoři zjistili, že přídavek 0,1 hm. % V má poměrně malý vliv na mechanické vlastnosti slitin typu Al-Si-Mg, může však výrazně zlepšit mechanické vlastnosti u tvářených slitin. Mez kluzu je lepší téměř o 50 % a prodloužení větší než 14 % [17].

Vanad také ovlivňuje vyloučení fází železa a manganu. Z mikrostruktury slitiny AlSi6Cu3Mg s obsahem vanadu 2,5 hm. % bylo patrné, došlo ke zjemnění dendritů α -Al na buněčnou morfologii a k modifikaci fází bohatých na Fe z hrubých destičkovitých intermetalických částic, díky tvorbě komplexních intermetalik, na rovnoosou morfologii. Předpokládá se, že v systému Al-Si-V vznikají intermetalické fáze Al-V a Si-V. Jednou z nich je Al_3V , která přispívá ke zjemnění α -Al. Další fází je Si_2V , která vzniká při eutektické reakci. Část Si je tedy spotřebována na tvorbu silicidu. Po tepelném zpracování u slitiny s obsahem vanadu došlo k mírné globularizaci Fe intermetalických částic [19].

Chrom (1.1)

V hliníku technické čistoty se vyskytuje chrom jako nečistota (0,0005–0,001 %) a snižuje elektrickou vodivost. Slitiny určené ke tváření (Al-Mg, Al-Mg-Si, Al-Mg-Zn) se chromem běžně legují do 0,35 % za účelem zjemňování zrn primárního tuhého roztoku α -Al. U slitin určených pro lití pod tlakem je chrom vysoce nežádoucí, jelikož dochází ke vzniku rozměrných intermetalických fází s Mn a Fe (kaly). Ve slévárenských slitinách Al-Si-Cu se chrom vyskytuje jako nečistota v důsledku recyklace Al slitin. Difuzní koeficient Cr v Al je velmi malý, díky tomu tvoří Cr v Al slitinách jemně dispergované intermetalické fáze $CrAl_7$.

Tato fáze vykazuje extrémně nízkou rozpustnost v tuhém stavu, omezuje nukleaci a růst zrn a tedy potlačuje rekrytalizaci ve slitinách Al-Mg-Si a Al-Zn během tváření za tepla či tepelném zpracování.

V ternárním systému Al-Si-Cr se vyskytují do obsahu Cr 5 % a Si 14 % dvě fáze bohaté na chrom, CrAl_7 , $\text{Cr}_2\text{Al}_{11}$, dále pak dvě ternární fáze $\text{Cr}_4\text{Si}_4\text{Al}_{13}$, $\text{Cr}_5\text{Si}_8\text{Al}_2$. Eutektikum krystalizuje při $t = 575 \text{ }^\circ\text{C}$ a je tvořeno Al + $\text{Cr}_4\text{Si}_4\text{Al}_{13}$ (při obsahu 0,5 % Cr a 12 % Si). Ve čtyřsložkovém systému Al-Si-Fe-Cr se mohou vyskytovat komplexní intermetalické fáze $(\text{CrFe})_4\text{Si}_4\text{Al}_{13}$ a $(\text{CrFe})_5\text{Si}_8\text{Al}_2$, které způsobují zvýšenou křehkosti slitiny [20].

Skandium (1.1)

V posledních letech ukazují výzkumné práce na pozitivní účinky skandia nejen jako legury pro zvýšení pevnosti zmenšením velikosti zrna, snížení sklonu k tvorbě trhlin za tepla, zvýšení odolnosti proti korozi a zvýšení teplotní stability, ale také jako modifikačního činidla [22]. Studie vlivu scandia na podeutektické slitiny Al-Si uvádí, že scandium působí jako modifikační činidlo díky snížení povrchového napětí taveniny hliníku. Dále se uvádí, že vznikají disperzní intermetalické fáze Al_3Sc působící jako nukleační zárodky, a tak dochází ke zjemnění mikrostruktury. Tato fáze má podobný mřížkový parametr jako Al, díky čemuž slouží jako vhodný zárodek při heterogenní nukleaci. Tento efekt je podpořen při kombinaci scandia s titanem (vznik $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Sc})$).

Tae-Haeng a kol. ve své práci [21] pozorovali, že s rostoucím obsahem Sc v nadeutektické slitině Al-Si klesla velikost jak primárního, tak eutektického křemíku a došlo ke globularizaci. Pokles velikosti primárního Si byl způsoben bráněním jeho růstu vlivem segregace Sc precipitátů kolem primárního a eutektického Si. To vedlo k zlepšení mechanických vlastností. Vlivem scandia může u slitin hliníku dojít také k precipitačnímu vytvrzení. Maximální rozpustnost Sc v Al je 0,48 hm. %, avšak není obtížné získat více přesycený tuhý roztok Sc v Al rychlým ochlazením. Ke stárnutí se používají teploty v rozmezí od 250–350 $^\circ\text{C}$, přičemž vznikají precipitáty Al_3Sc . Od obsahu 0,1 hm. % a více již dochází k výraznému vytvrzení. Precipitace Al_3Sc může nastat také při homogenizačním nebo rozpouštěcím žíhání, a tak brání pohybu hranic zrn v růstu [22].

Závěr (1)

Vlivem neustále se zvyšující potřeby dílů ze slitin hliníku zejména v automobilovém průmyslu se zvyšuje i objem jejich výroby. Vzhledem ke zkracujícímu se životnímu cyklu

výrobků je zároveň větší objem recyklovaného materiálu, čímž roste podíl obsahu doprovodných prvků ve slitinách druhého tavení. Zároveň se zpřísnují hygienické a environmentální normy, a proto je nutné se nejen vracet ke zkoumání vlivu jednotlivých prvků a jejich kombinací ve slitinách hliníku, ale hledat i nové cesty v legování nebo naopak odstraňování prvků s nežádoucími účinky.

Literatura:

- [1] ROUČKA, J.: *Metalurgie neželezných slitin*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004. 148 s. ISBN 80-214-2790-6.
- [2] BOLIBRUCHOVÁ, D.; E. TILLOVÁ: *Zlievarenské zliatiny Al-Si*. 1. vyd. Žilina: Žilinská univerzita v Žilině, 2005. 180 s. ISBN 80-8070-485-6.
- [3] Macdonald, D. S.; K. NOGITA; K. A. DAHLE: Eutectic nucleation in Al-Si alloys. *Acta Materialia*. 2004, 52, 4273–4280. ISSN 1359-6454.
- [4] MICHNA, Š.: *Encyklopedie hliníku*. Prešov: Adin, 2005. 700 s. ISBN 80-89041-88-4.
- [5] STŘIHAVKOVÁ, E.; Š. MICHNA: Změny mikrostruktury ve slitině AlSi7Mg0,3 legované vápníkem. In *Zborník prednášok z konferencie Quo Vadis Foundry III.: Ekologické aspekty zlievarenstva a hutníctva I*. Košice: TU v Košiciach, HF, Katedra metalurgie železa a zlievarenstva, 2010, s. 175–180. ISBN 978-80-553-0506-6.
- [6] KNUUTINEN, A. a kol.: Modification of Al–Si alloys with Ba, Ca, Y and Yb. *Journal of Light Metals*. 2001, 1, 229–240. ISSN 1471-5317.
- [7] MOHAMED, A. M. A.; F. H. SAMUEL; A. M. SAMUEL; H. W. DOTY: Effects of Individual and Combined Additions of Pb, Bi, and Sn on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-10.8Si-2.25Cu-0.3Mg Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* [online]. 2008, 40(1), 240–254 [cit. 2015-03-03]. DOI: 10.1007/s11661-008-9692-1.
- [8] CHO, J. I.; C. R. LOPER: Limitation of bismuth residual in A356.2 Al. *AFS Transactions*, 2000, 108, 359–367.
- [9] MACHOVEC, C. J.; G. E. BYCZYNSKI; J. W. ZINDEL; L. A. GODLEWSKI: Effect of Bi-Sr interactions on Si morphology in a 319-type aluminum alloy [J]. *AFS Transactions*, 2000, 108, 439–444.
- [10] FARAHANY, S.; A. OURDJINI; M. H. IDRIS; L. T. THAI: Effect of bismuth on microstructure of unmodified and Sr-modified Al-7Si-0.4Mg alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* [online]. 2011, 21(7), 1455–1464 [cit. 2015-03-03]. DOI: 10.1016/s1003-6326(11)60881-9

- [11] ANAWATI; H. NORDMARK; S. DIPLAS; J. C. WALMSLEY; K. NISANCIOGLU: Surface Segregation of Trace Element Bismuth during Heat Treatment of Aluminum. *Journal of the Electrochemical Society* [online]. 2012, 159(3), C137-C145 [cit. 2015-03-03]. DOI: 10.1149/2.100203jes
- [12] ANIL, M.; V. C. SRIVASTAVA; M. K. GHOSH; S. N. OJHA: Influence of tin content on tribological characteristics of spray formed Al–Si alloys. *Wear* [online]. 2010, 268(11–12), 1250–1256 [cit. 2015-03-03]. DOI: 10.1016/j.wear.2010.01.018
- [13] Aluminum-Silicon Alloys. *KEY to METALS* [online]. 2015 [cit. 2015-03-03]. Dostupné z: <http://www.keytometals.com/Article80.htm>
- [14] PRUKKANON, W.; N. SRISUKHUMBOWORNCHAI; Ch. LIMMANEEVICHITR: Influence of Sc modification on the fluidity of an A356 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, 487, (453–457). ISSN 0925-8388.
- [15] KASPRZAK, W.; B. S. AMIRKHIZ; M. NIEWCZAS: Structure and properties of cast Al–Si based alloy with Zr–V–Ti additions and its evaluation of high temperature performance. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. 2014, 595, 67–79 [cit. 2015-03-03]. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.11.209
- [16] WU, Y.; H. LIAO; K. ZHOU; J. YANG. Effect of texture evolution on mechanical properties of near eutectic Al–Si–Mg alloy with minor addition of Zr/V during hot extrusion. *Materials & Design* [online]. 2014, 57, 416–420 [cit. 2015-03-03]. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.12.068
- [17] WU, Y.; H. LIAO; K. ZHOU: Effect of minor addition of vanadium on mechanical properties and microstructures of as-extruded near eutectic Al–Si–Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2014, 602, 41–48 [cit. 2015-03-03]. DOI: 10.1016/j.msea.2014.02.053.
- [18] SHAHA, S. K.; F. CZERWINSKI; W. KASPRZAK; D. L. CHEN: Work hardening and texture during compression deformation of the Al–Si–Cu–Mg alloy modified with V, Zr and Ti. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. 2014, 593, 290–299 [cit. 2015-03-03]. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.12.081
- [19] PRASADA RAO, A. K. Influence of Vanadium on the Microstructure of A319 Alloy. *Trans. Indian Inst. Met.* 2011, 64 (4–5), 447–451.

- [20] ŠERÁK, J.: Vliv přísadových a doprovodných prvků na vlastnosti slitin Al-Si. Ph.D. Dissertation, VŠCHT Praha, 1999.
- [21] TAE-HAENG, L.; K. HAN-JIN; J. TAE-SIK; H. SOON-JIK: The Effect of Sc on the Microstructure and Mechanical Properties of Hypereutectic Al-Si Alloy Fabricated by a Gas Atomization Process. *Current Nanoscience*. 2014, 10, 146–150. ISSN 1573-4137.
- [22] RÖYSET, J.: Scandium in aluminium alloys overview: physical metallurgy, properties and applications. *Metallurgical Science and Technology*. 25 (2) (2007), pp. 11–21

Poděkování

Příspěvek vznikl za podpory z projektu SGS 13/187/OHK2/3T/12 Výzkum a vývoj progresivních strojírenských technologií.

Obr. 1. Typická eutektická mikrostruktura: a) nemodifikovaná – komerční čistota, b) nemodifikovaná – vysoká čistota, c) modifikovaná stronciem – komerční čistota, d) modifikovaná stronciem – vysoká čistota (převzato z [3])