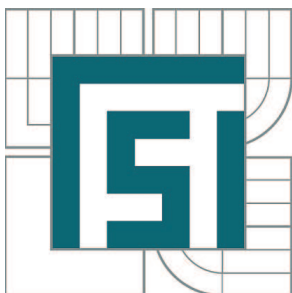


VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

MECHANICKÉ VLASTNOSTI A STRUKTURA SLITINY HLINÍKU PO TEPELNÉM ZPRACOVÁNÍ

MECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF THE ALUMINUM ALLOY AFTER HEAT
TREATMENT

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

JAKUB ROLEČEK

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. MARTIN JULIŠ, Ph.D.

BRNO 2012

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství
Akademický rok: 2011/12

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

student(ka): Jakub Roleček

který/která studuje v **bakalářském studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911R011)**

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

Mechanické vlastnosti a struktura slitiny hliníku po tepelném zpracování

v anglickém jazyce:

Mechanical properties and structure of the aluminum alloy after heat treatment

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Bakalářská práce bude zaměřena na optimalizaci doby umělého stárnutí slitiny hliníku AlSi7Mg0,6 pro odlitky součástí letadel s cílem zlepšit strukturně-mechanické vlastnosti daného materiálu.

Cíle bakalářské práce:

1. Provést kompletní tepelné zpracování, tj. rozpouštěcí žíhání + umělé stárnutí u slitiny hliníku AlSi7Mg0,6.
2. Na základě výsledků mechanických zkoušek a metalografických analýz stanovit neoptimálnější dobu umělého stárnutí s ohledem na velikost vzorku.

Seznam odborné literatury:

- [1] Michna Š., Lukáč I., Očenášek V. a kol.: Encyklopedie hliníku. Adin, s.r.o. Prešov, 2005, 720 s.
- [2] Janovec J., Cejp J., Steidl J: Perspektivní materiály. Česká technika, ČVUT v Praze, 2008, 143 s.

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Martin Juliš, Ph.D.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2011/12.

V Brně, dne 8.3.2012



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc.
Děkan

ABSTRAKT

Bakalářská práce se zabývá vlivem tepelného zpracování, především pak délky umělého stárnutí, na mechanické vlastnosti slitiny hliníku AlSi7Mg0,6.

Jako experimentální materiál byly použity válcové zkušební tyče o průměrech 6 mm a 9 mm, které byl odlity do keramické formy připravené metodou vytavitelného modelu. Zkušební tyče byly odlity firmou Alucast, s.r.o., přičemž při odlévání byla použita touto firmou patentovaná metoda *JF casting*.

U zkušebních tyčí bylo provedeno tepelné zpracování T6 dle normy AMS 2771C, přičemž po rozpouštěcím žíhání následovalo umělé stárnutí v délce od 2 do 12 hodin. K vyhodnocení vlivu délky umělého stárnutí na mechanické vlastnosti zkušebních tyčí obou průměrů byly použity metody světelné mikroskopie, měření tvrdosti dle Brinella, měření parametru DAS pomocí obrazové analýzy a také byla provedena statická zkouška tahem.

Na základě provedených experimentů je možné konstatovat, že neoptimálnějších hodnot mechanických vlastností bylo u zkušebních tyčí, jak o průměru 6 mm tak o průměru 9 mm, dosaženo po 10 hodinách umělého stárnutí.

Klíčová slova

Slitina hliníku AlSi7Mg0,6, tepelné zpracování, umělé stárnutí, mechanické vlastnosti, parametr DAS

ABSTRACT

The presented bachelor's thesis deals with the influence of heat treatment especially artificial aging on mechanical and structural properties of AlSi7Mg0.6 alloy.

Cylindrical test bars of diameter 6 mm and 9 mm cast into a self-supporting ceramic shell made by plaster investment technology were used as experimental samples. These test bars were cast by Alucast whereas the patented technology of casting- *JF casting* was used.

On the test bars was carried out the T6 heat treatment according to the Standards AMS 2771C. After the solution annealing were test bars divided to the six groups and put through various time of artificial aging, namely from 2 to the 12 hours. In order to evaluate the effect of the time of artificial aging on the structure and mechanical properties of both diameters of the test bars, the method of light microscopy, Brinell hardness test and static traction test were used. Also SDAS quantification was carried out by means of image analysis.

On the grounds results of experiments it is possible to state, that the best values of mechanical properties of both diameters of the cylindrical test bars were reached after 10 hours of artificial aging.

Key words

Aluminium alloy AlSi7Mg0.6, heat treatment, artificial aging, mechanical properties, SDAS parameter

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

ROLEČEK, J. *Mechanické vlastnosti a struktura slitiny hliníku po tepelném zpracování*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2012. 44 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Martin Juliš, Ph.D..

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma *Mechanické vlastnosti a struktura slitiny hliníku po tepelném zpracování* vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, které jsou uvedeny a řádně citovány v seznamu použité literatury této práce.

V Brně dne 25. 5. 2012

.....
Jakub Roleček

PODĚKOVÁNÍ

Na tomto místě bych chtěl poděkovat všem, kteří mi pomáhali s tvorbou bakalářské práce, především Ing. Martinu Julišovi, Ph.D. za jeho odbornou pomoc, vstřícnost a množství cenných rad a připomínek, které mi poskytl při řešení této práce. Děkuji také dalším pracovníkům Ústavu materiálových věd a inženýrství za pomoc při realizaci experimentů.

Velký dík také patří mé rodině a přátelům, za povzbuzování a podporu, kterou mi poskytovali po celou dobu mého studia.

OBSAH

1 ÚVOD	1
2 VÝROBA A POUŽITÍ HLINÍKU	2
2.1 Suroviny pro výrobu hliníku	2
2.1.1 Způsoby výroby hliníku	2
2.2 Čistý hliník	3
2.2.1 Použití čistého hliníku	4
3 SLITINY HLINÍKU	5
3.1 Slévárenské slitiny typu Al-Si	8
3.1.1 Přehled vybraných nečistot a legur ve slitinách Al-Si	9
3.2 Slévárenské slitiny typu Al-Si-Mg	11
3.3 Značení slévárenských slitin hliníku	12
3.3.1 Číselné značení slitin hliníku	12
3.3.2 Značení slitin hliníku podle chemického složení	13
4 MOŽNOSTI ZLEPŠENÍ MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ SLÉVÁRENSKÝCH SLITIN HLINÍKU TYPU Al-Si	14
4.1 Zjemňování struktury slévárenských slitin	14
4.1.1 Krystalizace primární fáze α (Al)	14
4.1.2 Očkování podeutektických slitin hliníku	15
4.1.3 Krystalizace eutektika ve slitinách Al-Si	16
4.1.4 Modifikace slévárenských slitin hliníku	17
4.2 Tepelné zpracování odlitků ze slitin hliníku	18
4.2.1 Vytvrzování	18
4.2.2 Značení režimů tepelného zpracování	21
5 CÍLE PRÁCE	22
6 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL	23
6.1 Slitina AlSi7Mg0,6	23
6.2 Zkušební tyče	23
7 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ VZORKŮ	24

8 EXPERIMENTÁLNÍ METODY	26
8.1 Zkoušky mechanických vlastností	26
8.2 Zkoušky tvrdosti	26
8.3 Hodnocení mikrostruktury pomocí světelné mikroskopie	27
8.4 Hodnocení parametru DAS	29
9 VÝSLEDKY EXPERIMENTŮ	30
9.1 Výsledky mechanických zkoušek zkušebních tyčí o průměru 6 mm	30
9.2 Výsledky mechanických zkoušek zkušebních tyčí o průměru 9 mm	32
9.3 Analýza mikrostruktury pomocí světelné mikroskopie	34
9.3.1 Mikrostruktura zkušebních tyčí ve výchozích stavech	34
9.3.2 Mikrostruktura zkušebních tyčí o průměru 6 mm	35
9.3.3 Mikrostruktura zkušebních tyčí o průměru 9 mm	36
9.3.4 Porovnání mikrostruktury tyčí o průměru 6 mm a 9 mm	37
10 DISKUSE	39
11 ZÁVĚR	40
SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	41
SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ	44

ÚVOD

Od dob svého objevení ve 20. letech 18. století, kdy byl hliník tak vzácným kovem, že byl používán k výrobě šperků, se hliník stal zcela běžným a v celé řadě odvětví průmyslu i naprosto nepostradatelným kovem. Po zjednodušení a zlevnění celého procesu výroby na konci 19. století se hliník začal prosazovat i jako konstrukční materiál. V průběhu 20. století se pak hliník a jeho slitiny staly nejpoužívanějšími neželeznými konstrukčními kovy. Podle prognostických studií by i v budoucích letech měla spotřeba hliníku výrazně narůstat.

V současné době mají největší vliv na nárůst spotřeby hliníku zvýšené nároky na plnění ekologických norem především v automobilovém a také leteckém průmyslu. Je zde tedy snaha o co největší snížení hmotnosti konstrukcí, což vede ke snížení spotřeby fosilních paliv a tím i redukcí emisí skleníkových plynů. Hliník a jeho slitiny nabízejí konstruktérům velmi dobrou alternativu ke konstrukčním ocelím, zejména díky velmi výhodnému poměru nízké měrné hmotnosti a dobrých mechanických vlastností.

Zvyšující se podíl hliníkových slitin v nosných a výrazně namáhaných částech konstrukcí vede k větším nárokům kladeným na tyto slitiny. V současné době se další vývoj slitin hliníku zaměřuje především na zlepšování mechanických vlastností již existujících slitin. Největší pozornost je věnována způsobu odlévání, chlazení taveniny při tuhnutí, tváření a také v neposlední řadě tepelnému zpracování slitin hliníku.

Tepelné zpracování vytvrditelných slitin hliníku vede ke zvýšení pevnostních charakteristik, zvýšení tvrdosti a mírnému snížení tažnosti. V této práci bude posuzován vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti slitiny hliníku AlSi7Mg0,6.

2 VÝROBA A POUŽITÍ HLINÍKU

2.1 Suroviny pro výrobu hliníku

Hliník je po kyslíku a křemíku třetím nejrozšířenějším prvkem v zemské kůře (82 g.kg^{-1}), a tedy i nejrozšířenějším kovem. V čisté formě se v přírodě nevyskytuje, ale tvoří velké množství sloučenin s ostatními prvky, a to především s křemíkem a kyslíkem. V současnosti je známo přes 270 minerálů obsahujících hliník, z nichž se mezi nejvýznamnější řadí např. spinel, böhmit, kaolin a korund [1, 2].

Základní surovinou pro výrobu hliníku je bauxit. Bauxit je červená až červenohnědá hornina skládající se ze směsi hydroxidů hliníku s převahou böhmitu, diasporu nebo gibbsitu, často s příměsí minerálů železa a jílu. Bauxity slouží jako prakticky jediná surovina pro výrobu hliníku, ale jsou také zdrojem galia, germania, vanadu, scandia a některých dalších prvků. Až 86 % nalezišť bauxitů se nachází v tropickém pásmu poblíž rovníku (tab. 2.1). Nejvíce bauxitu se tedy těží v Austrálii, Jamajce, Guiney, Brazílii a Číně [2, 3].

Tab. 2.1 Nejvýznamnější naleziště bauxitů ve světě a jejich složení [1]

Země	Složka [%]			Nositel hliníku
	Al_2O_3	SiO_2	Fe_2O_3	
Jamajka	47-52	0,3-0,9	19-22	gibbsit, böhmit
Guinea	40-55	1-5	6-20	gibbsit
Francie	56-60	2-5	20-35	böhmit
USA	40-52	10	6	gibbsit
Řecko	50-59	1-4	25-30	diaspor
Indie	36-60	1-10	6-39	gibbsit
Austrálie	35-55	4-10	6-17	gibbsit, böhmit
Brazílie	30-60	2,5-5,5	7-10	gibbsit
Rusko	42-60	5-15	12-22	gibbsit, böhmit

2.1.1 Způsoby výroby hliníku

I přes své rozšíření v zemské kůře nebyl čistý hliník izolován až do 20. let 18. století, kdy Oersted a Wohler, redukcí AlCl_3 pomocí potaše, poprvé připravili jeho čistou formu. Tento proces v roce 1854 vylepšil francouzský vědec Henri Deville. Nejdokonalejší a nejlevnější proces, který umožnil rozšíření využití hliníku, poté objevil americký chemik Charles Martin Hall roku 1886. Jím objevený způsob výroby hliníku, spočíval v elektrolýze Al_2O_3 rozpuštěného v tavenině kryolitu a Na_3AlF_6 . Tento proces výroby prakticky současně s ním objevil francouzský chemik Paul Héroult. Po těchto dvou vynálezcích byla také metoda pojmenována (Hall-Héroultův proces) a s malými obměnami je používána dodnes [2].

Celý proces výroby hliníku je poměrně komplikovaný, ovšem zjednodušeně může být shrnut do dvou hlavních etap:

- výroba Al_2O_3 z bauxitu.

v současné době se v průmyslové výrobě využívá zásaditých metod výroby oxidu hlinitého z bauxitu. Celý proces je poměrně složitý a skládá se z mletí, chemického

zpracování hlinitanových rud loužením v NaOH, resp. Na₂CO₃ a z následného žíhání při teplotách 1200-1300 °C

- výroba hliníku elektrolýzou Al₂O₃.

redukce oxidu hlinitého pomocí Hall-Héroultova procesu se používá dodnes, ovšem v posledních letech byl proces výroby zdokonalen použitím tzv. elektrolyzérů, které umožňují přesnější řízení procesu výroby hliníku [1].

Takto vyrobený hliník může být pro zvýšení čistoty rafinován, kdy jsou nečistoty z taveniny odstraňovány různými metodami na základě jejich rozdílných fyzikálních vlastností [1].

2.2 Čistý hliník

Hliník (chemická značka Al, latinsky *Aluminium*) je nepolymorfní, neušlechtilý, stříbrobílý kov s atomovým číslem 13, relativní atomovou hmotností 26,982 a elektronovou konfigurací 3s² 3p¹. Krystalizuje v krychlové plošně středěné soustavě. Je velmi dobře kujný, má vynikající tepelnou a také elektrickou vodivost. Lépe elektrický proud vedou pouze Au, Ag a Cu. [4]

Mechanické vlastnosti hliníku jsou silně závislé na obsahu nečistot a také na tepelném zpracování. Pro hliník o čistotě 99,7 ve vyžíhaném stavu je R_{p0,2} = 20-30 MPa, R_m = 60-70 MPa a tažnost A₁₀ = 30-45 %. Pevnostní charakteristiky lze zvýšit tvářením za studena. Nejdůležitější fyzikální a mechanické vlastnosti hliníku jsou shrnuty v tab. 2.2 [5].

Tab. 2.2 Vybrané fyzikální a mechanické vlastnosti hliníku [1, 4]

Vlastnost	Hodnota	Jednotka
Atomové číslo	13	-
Relativní atomová hmotnost	26,982	-
Krystalová mřížka	FCC	-
Parametr mřížky	0,404958	nm
Hustota	2698 (20 °C)	kg.m ⁻³
Teplota tavení	660,37 (Al 99,996 %)	°C
Teplota varu	2494	°C
Tepelná vodivost	2,37 (25 °C)	W.cm ⁻¹ .K ⁻¹
Tepelná kapacita	0,90	J.g ⁻¹ .K ⁻¹
Elektrický odpor	0,02655 (Al 99,99 %; 20 °C)	μΩ.m
Teplota supravodivosti	1,2	K
Modul pružnosti	70	GPa

Přestože hliník patří mezi nejméně ušlechtilé kovy je velmi stabilní ve velkém množství oxidačních prostředí (vzduch, voda, pára). Příčinou tohoto jevu je tvorba tenké kompaktní vrstvy oxidu hlinitého na povrchu při kontaktu s oxidačním prostředím. Tato velmi tvrdá vrstva brání dalšímu pronikání kyslíku k povrchu a jeho degradaci. Vrstvičku z Al₂O₃ lze dále zesílit (eloxováním) a zlepšit tak její ochranné účinky [1, 4].

2.2.1 Použití čistého hliníku

Hliník v technické čistotě je nejčastěji používán jako elektrovedný materiál a také pro výrobu kondenzátorů. Díky své chemické odolnosti a dobré tepelné vodivosti hliník často nachází uplatnění v chemickém a potravinářském průmyslu. V potravinářském průmyslu je používán především jako obalový materiál ať už ve formě fólií, plechovek, nejrůznějších nádob na jídlo nebo tub. Jenom v Evropě je z hliníku každoročně vyrobeno přes 50 miliard nápojových plechovek a přes 6 miliard plechovek na aerosoly (laky, barvy, kosmetika).

Dále je čistý hliník používán pro plátování ocelových plechů nebo pro výrobu alitovaných povrchových vrstev, které zabraňují korozi a okujení. V práškové formě je také využíván jako pigment do barev, pro aluminotermické aplikace, jako plnič v plastových výrobcích, v chemickém průmyslu a dalších aplikacích. V neposlední řadě je hliník používán pro dezoxidaci oceli, a také k výrobě hliníkových slitin [6, 7].

3 SLITINY HLINÍKU

Slitiny hliníku spolu s oceli patří v současné době mezi nejpoužívanější kovové konstrukční materiály. Slitiny hliníku jsou poměrně mladým materiálem. První slitina hliníku byla vyvinuta v roce 1906 a je dodnes známá pod názvem dural (AlCu_4Mg). Hlavními přednostmi slitin hliníku je jejich nízká hmotnost a dobré mechanické vlastnosti. Vhodnou technologií výroby, tvářením, nebo precipitačním vytvrzováním lze u některých slitin dosáhnout pevnostních charakteristik srovnatelných s uhlíkovými oceli [7].

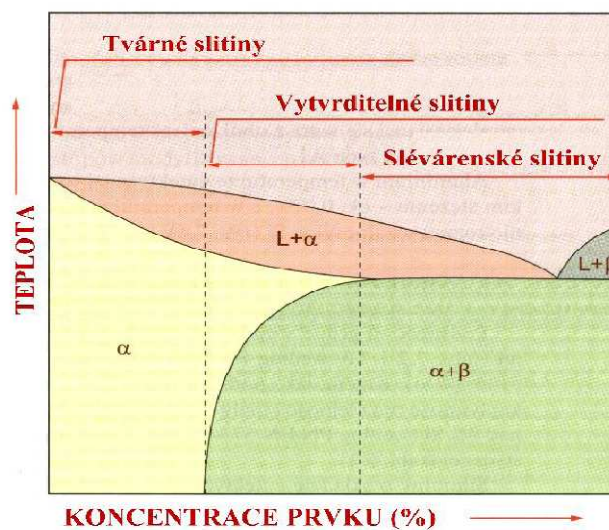
Slitiny hliníku lze rozdělit podle několika hledisek (obr 3.1).

Podle způsobu zpracování je mohou být rozděleny na:

- slitiny hliníku pro tvářen,
- slévárenské slitiny hliníku,

Podle schopnosti zlepšit mechanické vlastnosti (zvýšit tvrdost a pevnost) po tepelném zpracování je možné slitiny hliníku rozdělit na:

- nevytvrditelné slitiny hliníku,
- vytvrditelné slitiny hliníku.



Obr. 3.1 Rozdělení slitin hliníku [8]

Nevytvrditelné slitiny

Tyto slitiny nelze precipitačně vytvrzovat. Do této kategorie patří slitiny typu Al-Mn, Al-Si a také se nevytvrdí slitiny Al-Mg, u nichž je to principiálně možné, ale vytvrzováním klesá jejich odolnost proti korozi. Zvýšení pevnostních charakteristik se u těchto slitin dosahuje tvářením za studena, kdy dochází k deformačnímu zpevnění (deformace krystalové mřížky a vznik napětí v mřížce vedoucí k omezení pohybu dislokací) [9, 10].

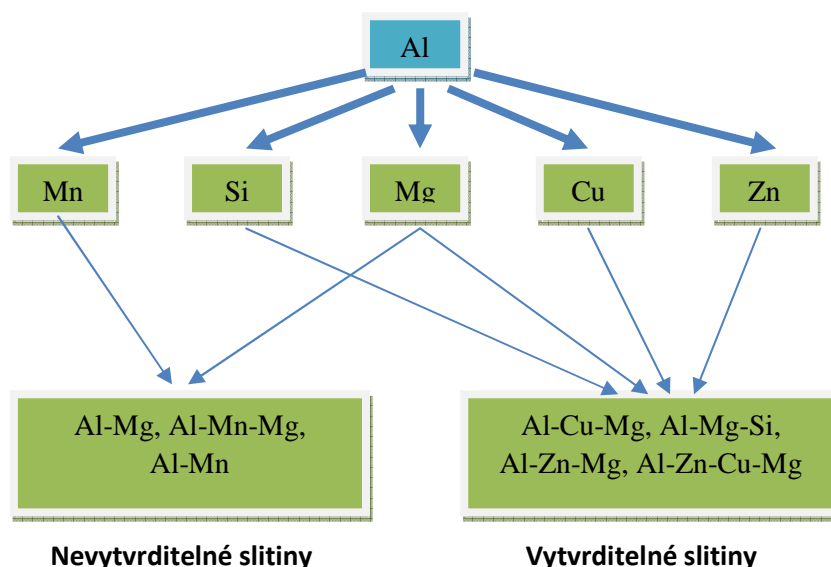
Vytvrditelné slitiny

Vytvrditelnost slitin velmi výrazně ovlivňuje přítomnost Mg a Cu. Tyto dva prvky se významně podílí na vzniku vytvrzujících fází (např. Al_2CuMg , Mg_2Si). Aby byla slitina vytvrditelná, je třeba aby obsahovala příznivou koncentraci přísad, tedy aby přísady měli velkou změnu rozpustnosti v tuhém roztoku v závislosti na teplotě (přechlazením je poté možné vytvořit přesycený tuhý roztok). Po provedení tepelného zpracování u těchto slitin dojde ke zvýšení pevnostních charakteristik a zároveň k poklesu plasticity [9, 10].

Tvařitelné slitiny

Slitiny hliníku určené pro tváření lze dále dělit (viz obr. 3.2). Nejčastěji lze nalézt rozdělení do dvou podskupin:

- nízkopevnostní slitiny s dobrou odolností proti korozi (Al-Mg, Al-Mn)
tyto slitiny mají dobrou odolnost proti korozi díky tomu, že ve své struktuře neobsahují měď. Jejich hlavními přednostmi je dobrá svařitelnost a lomová houževnatost. Nevýhodou pak, že je nelze precipitačně vytvrzovat.
- slitiny s vyšší pevností a nízkou odolností proti korozi (Al-Cu-Mg, Al-Cu-Ni)
mezi neznámější slitiny z této podskupiny patří slitiny na bázi Al-Cu-Mg, známé pod názvem duraly. Duraly po precipitačním vytvrzování dosahují značné pevnosti (R_m až 530MPa). Nevýhodou duralů je jejich nižší korozní odolnost, proto se duralové plechy plátují čistým hliníkem, aby došlo ke zvýšení korozní odolnosti.

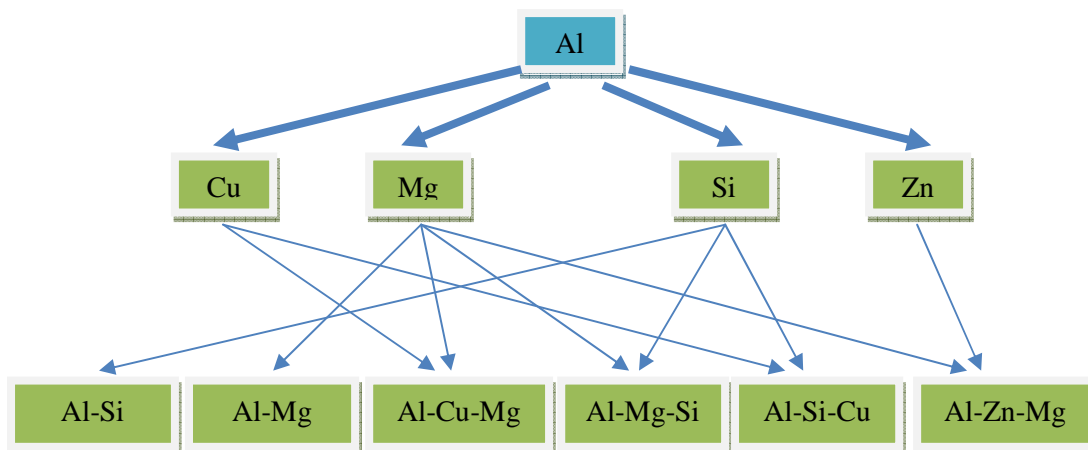


Obr. 3.2 Schematické rozdělení slitin hliníku ke tváření [1, 10]

Tvářené slitiny hliníku nachází v praxi široké uplatnění jako konstrukční materiály ve stavebním, automobilovém, leteckém, ale i počítačovém průmyslu. Vzhledem ke snaze konstruktérů co nejvíce snížit váhu výrobků při zachování dostatečné pevnosti jim v současné době tvářené slitiny hliníku (především ty vytvrditelné) nabízejí vhodnou alternativu ke konstrukčním ocelím [2, 6, 9].

Slévárenské slitiny

Slévatelnost slitiny je ovlivněna řadou vlastností (tepelná vodivost, teplota tavení, viskozita, zabíhavost, způsob tuhnutí, atd.). Zjednodušeně lze říci, že dobře slévatelné jsou takové slitiny, které mají co nejmenší interval teplot tuhnutí, nejlépe pak ty s jednou teplotou tuhnutí, tedy eutektické slitiny. Pro dosažení této podmínky musí slévárenské slitiny hliníku obsahovat větší množství legujících prvků než ty určené pro tváření. Přehled nejčastěji používaných slévárenských slitin je na obr 3.3 [5, 6].



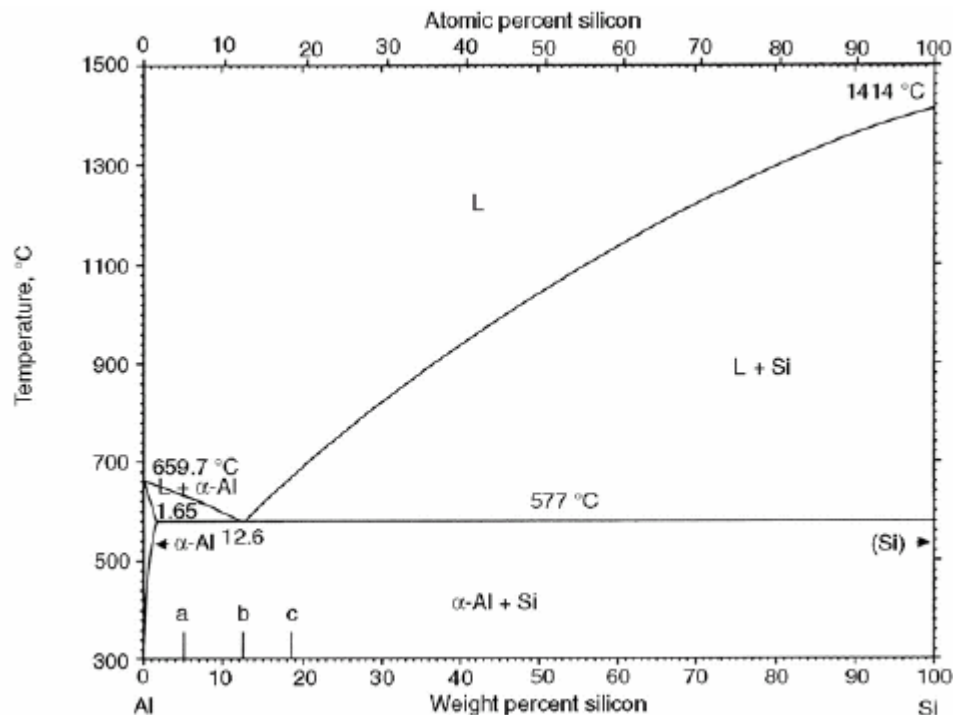
Obr. 3.3 Schematické rozdělení nepoužívanějších slévárenských slitin hliníku [1, 10]

3.1 Slévárenské slitiny typu Al-Si

Slévárenské slitiny hliníku a křemíku jako hlavního legujícího prvku, obvykle nazývány siluminy, jsou nejdůležitější ze slévárenských slitin Al. Tyto slitiny nacházejí široké uplatnění především v automobilovém a leteckém průmyslu. Mezi jejich hlavní výhody patří unikátní kombinace slévatelnosti a dobrých mechanických vlastností spolu s dobrou korozivzdorností. Dalšími výhodnými vlastnostmi těchto slitin je jejich dobrá svařitelnost a pájitelnost. Podle obsahu Si můžeme tyto slitiny rozdělit na:

- **podeutektické (4,5 až 10 %),**
- **eutektické (10 až 13 %),**
- **nadeutektické (14-17 výjimečně až 25 %) [9, 11].**

Na obr. 3.3 je uveden fázový diagram binárního systému hliník-křemík. Jedná se o jednoduchý eutektický systém se dvěma tuhými roztoky, hliníkem a křemíkem [2].



Obr. 3.4 Diagram Al-Si s vyznačením podeutektické slitiny (a), eutektické slitiny (b), nadeutektické slitiny (c); (Temperature – teplota, Atomic percent silicon – atomové procento Si, Weight percent silicon – hmotnostní procento Si) [12]

Podeutektické siluminy

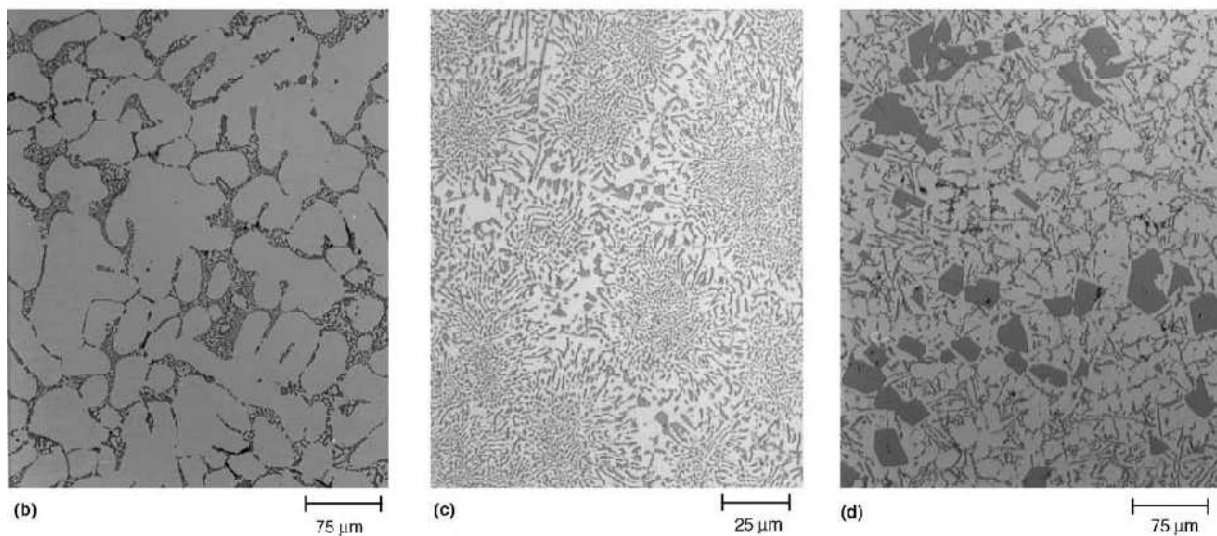
Ve své struktuře obsahují dendrity tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$ a eutektikum, které je vyloučeno v mezidendritických prostorech (obr. 3.5a). Podeutektické siluminy mají poněkud nižší zabíhavost, než eutektické, i přesto jsou jejich slévárenské vlastnosti dostatečně dobré a používají se pro výrobu tvarově jednodušších a mechanicky méně namáhaných součástí.

Eutektické siluminy

Mají čistě eutektickou strukturu (obr. 3.5b) a jejich největší předností je vynikající zabíhavost, která umožňuje výrobu tenkostěnných a tvarově složitých odlitků. Tyto siluminy jsou vhodné jak pro lití do kovových forem tak pro tlakové lití nebo lití do vytavitelného modelu. Velké využití v současné době nachází v automobilovém a leteckém průmyslu.

Nadeutektické siluminy

Ve své struktuře obsahují eutektikum a hrubé krystaly křemíku (obr. 3.5c). Tyto hrubé jehlicové krystaly vznikají v důsledku větší krystalizační schopnosti křemíku oproti hliníku (Si začíná krystalizovat za menšího přechlazení taveniny). Tyto krystaly Si způsobují křehkost a tyto siluminy je tedy nutné modifikovat. Mezi hlavní přednosti nadeutektických siluminů patří velmi nízký koeficient tepelné roztažnosti a abrazivzdornost. Tyto výhody se uplatňují například při použití na odlitky pístů spalovacích motorů [13, 14].



Obr. 3.5 Fotografie mikrostruktur slitin Al-Si; a) podeutektický silumin, b) eutektický silumin, c) nadeutektický silumin [12]

3.1.1 Přehled vybraných nečistot a legur ve slitinách typu Al-Si

Křemík (Si) – ve slitinách typu Al-Si je základním legujícím prvkem. Zvyšuje většinu slévarenských vlastností. S rostoucím obsahem křemíku se zvyšuje zabíhavost, zlepšují se kluzné vlastnosti a otěruvzdornost, snižuje se tepelná roztažnost a také se zlepšuje korozivzdornost.

Měď (Cu) – legování siluminů mědí (do 5 % Cu) se provádí pro zvýšení pevnostních charakteristik. S hliníkem tvoří intermetalickou fázi CuAl_2 . Pokud je měď ve slitině nežádoucí, tak ji nelze běžnými metalurgickými postupy odstranit. Měď v siluminech zvyšuje tvrdost a pevnost a zlepšuje obrobitelnost. Snižuje pak odolnost proti korozi

Hořčík (Mg) – v siluminech patří k důležitým přísadovým prvkům, protože umožňuje precipitační vytvrzování slitiny. Obsah hořčíku v siluminech bývá v rozmezí 0,3 až 0,7 %. Ve

slitině tvoří intermetalickou fázi Mg_2Si . V litém stavu je jeho vliv na mechanické vlastnosti zanedbatelný, zvýšení pevnostních charakteristik se projevuje až po tepelném zpracování.

Železo (Fe) – patří k nežádoucím prvkům, jelikož zhoršuje mechanické vlastnosti. Do siluminů se běžně dostává při tavně, když dojde k použití druhotných surovin. I při velmi malé koncentraci tvoří velké množství intermetalických fází, z nichž nejvýznamnější jsou α -AlFeSi (podle tvaru označovaná jako „čínské písmo“) a β -AlFeSi. U běžných odlitků je obsah Fe do 0,6 %, u vysokopevných pak pod 0,15 %. Pro slitiny používané při tlakovém lití se připouští obsah kolem 1 % (snižuje se tak lepení kovu k formě). Negativní vliv železa je doporučeno kompenzovat přidáním Mn do taveniny.

Nikl (Ni) – přidává se především do siluminů určených na odlitky pracující za vyšších teplot. Siluminy s obsahem Ni kolem 1 až 2% si zachovávají dobré mechanické vlastnosti při vyšších teplotách a také mají mírně sníženou tepelnou roztažnost. Nikl ve struktuře tvoří intermetalickou fázi Al_3Ni (pokud slitiny obsahují Cu a Fe, pak s těmito prvky tvoří vícesložkové fáze).

Titan (Ti) – v siluminech se používá jako očkovač. S hliníkem tvoří sloučeninu Al_3Ti , jejíž jemné krystalky slouží jako krystalizační zárodky pro α (Al), a tím dochází ke zjemnění zrna. Do taveniny se přidává v množství jenom asi 0,1 až 0,2 % (při vyšším obsahu vznikají hrubé krystaly Al_3Ti a také TiC, které způsobují špatnou obrobiteľnosť).

Vápník (Ca) – je považován za nežádoucí prvek, který zvyšuje sklon k naplynění a tvorbě mikrostaženin. Do slitiny dostává spolu s křemíkem a jeho negativní účinky se projevují už od koncentrací kolem 50 ppm.

Berylium (Be) – se používá naprosto výjimečně, i přesto že má velmi dobrý vliv na mechanické vlastnosti a v průběhu tavně chrání taveninu před oxidací (v důsledku vzniku tenké vrstvičky berylia na hladině).

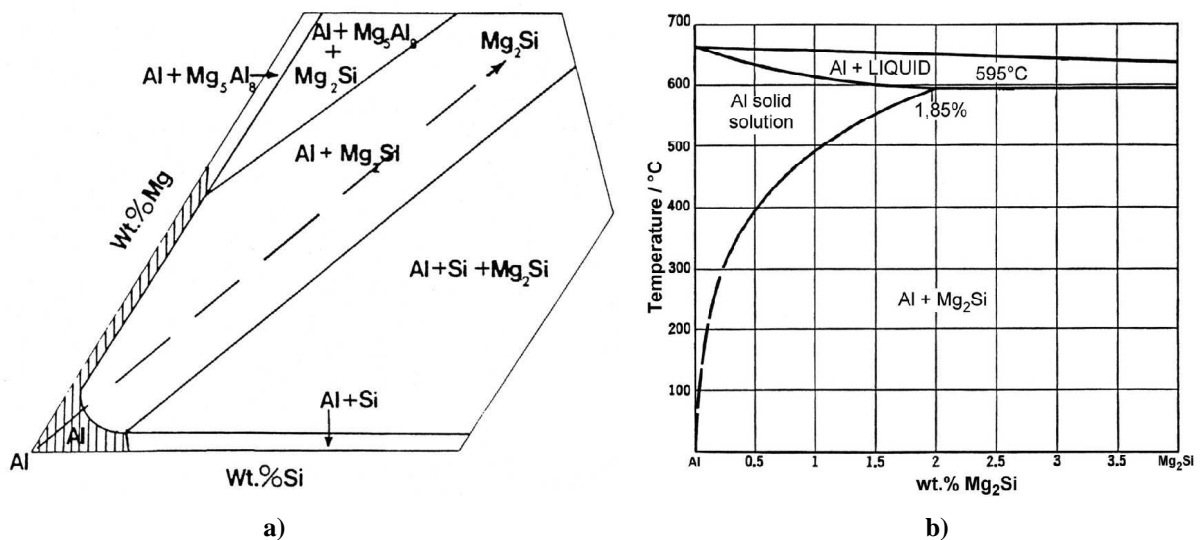
Stříbro (Ag) – kvůli vysoké ceně také zřídka kdy používaná legura, ačkoliv velmi pozitivně působí při vytvrzovacím pochodu, kdy umožňuje dosahovat velmi vysoké pevnosti (až 500 MPa), tvrdosti a zvyšuje také obsah precipitátů, které se shromažďují po hranicích zrn ve formě tyčinek.

Zinek (Zn) – v siluminech netypická legura, která při obsahu 2 až 3 % mírně zlepšuje mechanické vlastnosti, záblhavitost a obrobiteľnosť.

Lithium (Li) – tento velmi lehký kov se používá v množství do 5 % pro snížení hmotnosti odlitků používaných v leteckém průmyslu. Lithium má také příznivý vliv na mechanické vlastnosti odlitků při kryogenních teplotách, dále zvyšuje pevnost a zlepšuje tažnost. Kvůli jeho extrémní reaktivnosti ovšem dochází k velkému množství obtíží při metalurgických procesech, a proto je oblast jeho použití dosud značně omezená [1, 14, 15, 16].

3.2 Slévárenské slitiny typu Al-Si-Mg

Jedná se o velmi univerzální slitiny hliníku, které se vyznačují velmi dobrou slévateľností a odolností proti korozi. Vzhledem k obsahu hořčíku ve struktuře je možné tyto slitiny precipitačně vytvrzovat, což vede ke značnému zlepšení mechanických vlastností. Za negativní vlastnost lze označit horší obrobiteľnost některých slitin. Typicky obsahují 0,25 až 0,45 % (někdy až 0,7 %) hořčíku. Při běžné rychlosti ochlazování se hořčík vylučuje z taveniny jako Mg_2Si (obr. 3.6) [13, 14].



Obr. 3.6 Výřezy z ternárního diagramu Al-Si-Mg: a) zastoupení fází v tuhém stavu, b) kvazi-binární diagram Al-Mg₂Si [17].

Slitiny hliníku typu Al-Si-Mg jsou vždy podeutektické a z hlediska obsahu křemíku mohou být rozděleny na dva typy:

- **AlSi7Mg** – nejčastěji používané slitiny s velmi dobrými mechanickými vlastnostmi,
- **AlSi10Mg** – tento typ slitin má lepší slévárenské vlastnosti a také je lépe svařitelný.

Všechny druhy slitin Al-Si-Mg mohou být odlévány do pískových i kovových forem, mohou být lity pod tlakem a hodí se také pro lití na vytavitelný model. Vysoké mechanické vlastnosti získávají odlitky až po tepelném zpracování-vytvrzování (v litém stavu jsou jejich mechanické vlastnosti pouze průměrné). Odlitky z těchto slitin nacházejí uplatnění v celé řadě odvětví průmyslu a to především na vysoce namáhané odlitky viz tab. 3.1 [14].

Tab 3.1 Typy a použití některých slitin Al-Si-Mg [14].

Typ slitiny	Charakteristika	TZ	Použití
AlSi7Mg0,3	Vysokopevnostní slitina s dobrou tažností, houževnatostí a obrobitelností. Je dobře svařitelná a také korozivzdorná.	T6, T7	Komponenty pro letecký a raketový průmysl, součásti podvozků, rámy. Části motorů v automobilovém průmyslu.
AlSi7Mg0,6	Slitina s nejvyššími mechanickými vlastnostmi ze všech slitin typu Al-Si. Dobře odolává vzniku trhlin, je ovšem špatně obrobitelná	T6, T7	Využití opět nachází především v leteckém průmyslu na nejvíce namáhané komponenty, jako vysokorychlostní dmychadla apod.
AlSi10Mg	Slitina s vynikajícími slévárenskými i mechanickými vlastnostmi, velmi dobrou obrobitelností, ale špatnou korozivzdorností.	T6	Tenkostěnné a tvarově složité odlitky jako díly motorů, klikové skříně, brzdové čelisti rychloběžné komponenty.

3.3 Značení slévárenských slitin hliníku

Slévárenské slitiny hliníku jsou v České republice normovány podle evropské normy ČSN EN 1706. V některých slévárnách se ovšem stále používá značení podle původní německé normy DIN 1725. V ojedinělých případech se lze setkat se značením podle amerických norem ASTM, či jiných norem.

Podle ČSN EN 1706 se slévárenské slitiny hliníku značí buď číselně, nebo podle chemického složení [14].

3.3.1 Číselné značení slitin hliníku

Číselně se slitina značí písmeny EN AC a pětimístným číslem ve tvaru:

EN AC-XXXXX

Jednotlivé části označení mají následující význam:

- Předpona EN (zkratka pro European Standard)
- Písmeno A označuje hliník
- Písmeno C značí materiál na odlitky
- První číslice označuje skupinu slitin podle hlavního přísadového prvku (viz. tab 3.2)
- Druhá číslice udává skupinu slitin (využívá se u slitin Al-Si)
- Třetí číslice udává pořadové číslo ve skupině
- Poslední dvě číslice jsou vždy 0

Tab. 3.2 Význam první číslice v číselném značení slévarenských slitin hliníku [1]

Rada	Typ slitiny
10000	čistý Al (minimálně 99.00%)
20000	Al-Cu
30000	Al- Mn
40000	Al-Si
50000	Al-Mg
60000	Al-Mg-Si
70000	Al-Zn
80000	Al + různé prvky

3.3.2 Značení slitin hliníku podle chemického složení

Za úvodním EN AC-Al se uvádí další legující prvky a to v pořadí od hlavních legujících prvků k těm méně zastoupeným. Jsou seřazeny podle obsahu, a to v sestupném pořadí. Percentuelní zastoupení prvku se uvádí číslem za jeho chemickou značkou. Pokud je obsah prvku ve slitině pod 1 %, pak se číslo za značku neuvádí [14].

V tabulce 3.3 je uvedeno srovnání značení vybraných slitin hliníku podle norem ČSN, ČSN EN 1706 a DIN 1725-1.

Tab. 3.3 Srovnání značení podle jednotlivých norem u vybraných slitin hliníku [1]

Značení dle ČSN EN 1706		Značení dle ČSN		Značení dle DIN 1725-1	
číselné značení	chemické značení	číselné značení	chemické značení	číselné značení	chemické značení
EN AW-1200	EN AW-Al 99.0	ČSN 42 4009	Al 99	3.0205	Al 99
EN AC-51400	EN AC-Al Mg5(Si)	ČSN 42 4515	AlMg5Si1Mn	3.3261	AlMg5Si
EN AC-44300	EN AC-Al Si12(Fe)	ČSN 42 4330	AlSi12Mn	3.2582	AlSi12(Fe)
EN AC-43000	EN AW-Al Si10Mg(a)	ČSN 42 4331	AlSi10MgMn	3.2381	AlSi10Mg(a)
EN AC-42100	EN AW-Al Si7Mg0.6	-	-	3.2371	AlSi7Mg0.6

4 MOŽNOSTI ZLEPŠENÍ MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ SLÉVÁRENSKÝCH SLITIN HLINÍKU TYPU Al-Si

Mechanické vlastnosti slévárenských slitin typu Al-Si závisí na celé řadě faktorů. Mezi nejdůležitější se řadí chemické složení a struktura dané slitiny, nečistoty, které se do odlitku dostanou, ať už z nečistých výchozích surovin nebo při metalurgických procesech, naplynění taveniny, rychlost ochlazování apod. Vzhledem k tomu, že hlavním legujícím prvkem v těchto slitinách je křemík, jsou mechanické vlastnosti také silně závislé na tvaru a distribuci eutektického Si ve struktuře [18].

Při výrobě odlitků ze siluminů je dnes běžnou praxí využití různých metod pro zlepšení jejich mechanických vlastností, ať už při samotném odlévání (očkování, modifikace, rapid cooling) nebo později při práci s již hotovými odlitky (tepelné zpracování, izostatické lisování). Některé z těchto metod budou zmíněny v následujícím textu [19].

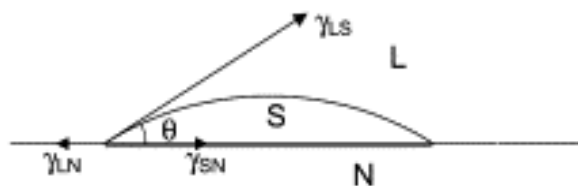
4.1 Zjemňování struktury slévárenských slitin hliníku

Hlavní metodou zjemnění struktury odlitku je přidání malého množství vhodně zvolené substance do taveniny. Tyto látky můžeme rozdělit na dva typy podle toho, na které strukturní části působí [1].

- **Očkovadla** – zvyšují počet krystalizačních zárodků v tavenině, což vede ke zjemnění primární fáze $\alpha(\text{Al})$.
- **Modifikátory** – tyto látky příznivě ovlivňují tvar krystalů křemíku v eutektiku.

4.1.1 Krystalizace primární fáze $\alpha(\text{Al})$

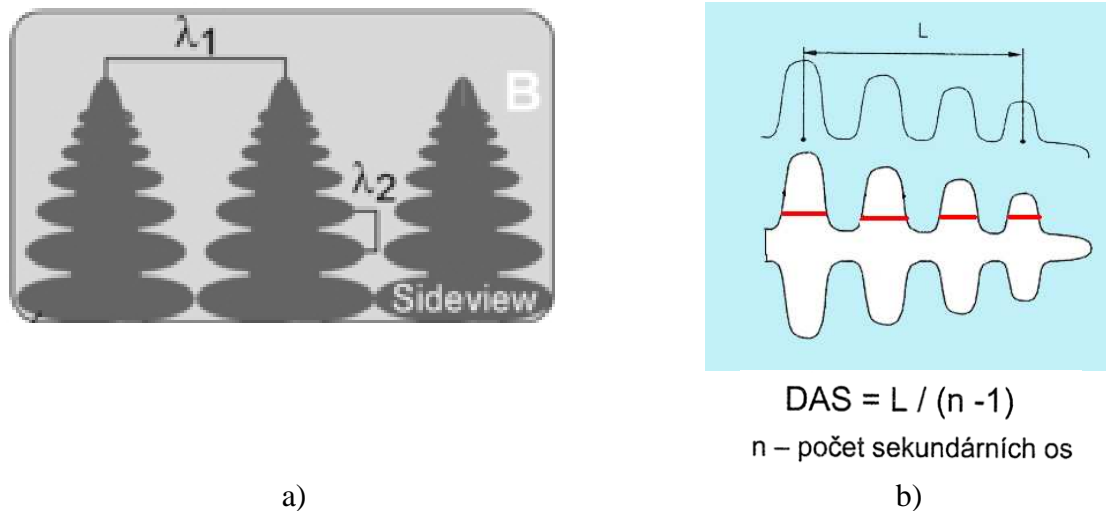
Většina slévárenských slitin hliníku má podeutektické složení a proto jejich krystalizace začíná vznikem primární fáze $\alpha(\text{Al})$. Ke krystalizaci této fáze dochází mechanismem heterogenní nukleace na cizích zárodcích (oxidy, spinely, stěna formy). Aby se částice mohla stát nukleačním zárodkem, musí být mezi ní a tuhnoucí fází co nejnižší mezifázová energie. Je tedy zapotřebí, aby tuhnoucí fáze co nejlépe smáčela krystalizační zárodek viz obr. 4.1 [14].



Obr. 4.1 Smáčivost tuhnoucí fáze a krystalizačního zárodku; L-tavenina, S-zárodek krystalu, N-krystalizační zárodek cizího původu, θ -kontaktní úhel [20]

Jelikož velikost zrn primární fáze $\alpha(\text{Al})$ má velký vliv na výsledné mechanické vlastnosti je snahou při metalurgickém zpracování dosáhnout co nejvyššího počtu aktivních krystalizačních zárodků.

Každé zrno $\alpha(\text{Al})$, nejčastěji rozměrech 1-10 mm, je tvořeno několika dendrity, které rostou z jednoho krystalizačního zárodku. Disperzita dendritů je charakterizována vzdáleností sekundárních os dendritů. Tento parametr je běžně označován jako DAS (Dendrite Arm Spacing) a lze ho zjistit na metalografickém výbrusu. Hodnoty DAS bývají nejčastěji v rozmezí 10-150 μm [14].



Obr 4.2 a) schematické znázornění primárních (λ_1) a sekundárních (λ_2) os dendritů; (Sideview - boční pohled); b) metodika měření DAS [21, 14]

4.1.2 Očkování podeutektických slitin hliníku

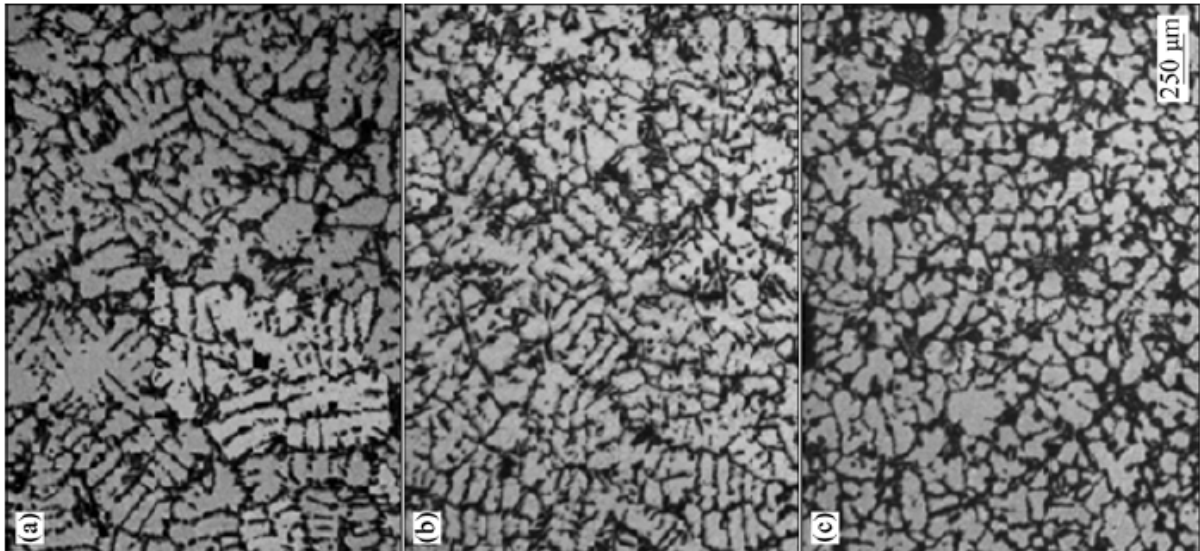
Účelem očkování je zjemnění primární fáze $\alpha(\text{Al})$ pomocí vnášení nukleací zárodků. Očkování je nejúčinnější u siluminů s vysokým podílem tuhého roztoku ve struktuře (obsah Si 5-7 %). Zjemnění struktury se dosahuje přidáním *titanu* a *boru* do taveniny. Tyto prvky mohou být přidávány jak jednotlivě, tak v kombinaci, a to ve formě očkovacích solí (K_2TiF_6 , KBF_4), očkovacích tablet nebo ve formě předslitín Al-Ti (Al-Ti-B).

Při očkování *titanem* vzniká intermetalická fáze TiAl_3 , jejíž nerozpuštěné zbytky působí jako krystalizační zárodky.

Při očkování *borem* (obr. 4.3) dochází ke vzniku intermetalické fáze AlB_2 , přičemž princip vzniku krystalizačních zárodků je totožný jako u titanu. Zjemňující účinek boru je vyšší, než samotného titanu.

Účinnost očkování kombinací *boru* a *titanu* se snižuje s rostoucím obsahem křemíku, proto je u siluminů možné získat jen omezený očkovací účinek.

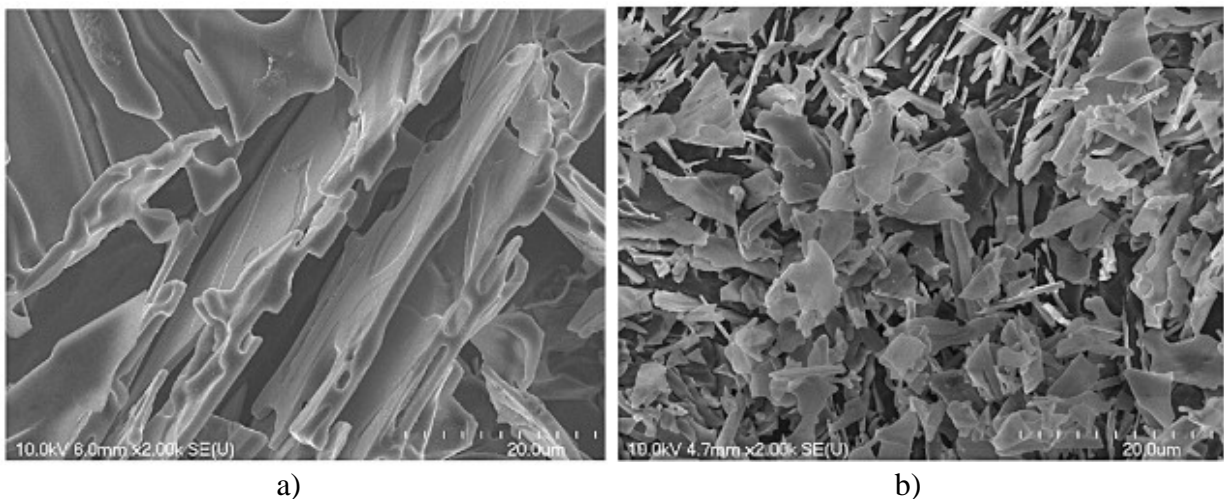
Kromě těchto dvou prvků byl zjištěn zjemňující účinek i u dalších prvků, jako jsou zirkonium, vanad, molybden, železo a další. Tyto prvky se však v praxi jako očkovadla nepoužívají [1,14].



Obr 4.3 Mikrostruktury slitiny Al7Si: a) neočkováná; b) očkovaná 0,017 % B; c) očkovaná 0,046 % B [22]

4.1.3 Krystalizace eutektika ve slitinách Al-Si

Eutektikum nacházející se v nemodifikovaných slitinách typu Al-Si je dvoufázová struktura, která je tvořena dendrity fáze $\alpha(\text{Al})$ a deskami eutektického křemíku s různou prostorovou orientací. Velikost a tvar těchto desek závisí na mnoha faktorech. Jedním z nich je i materiál formy, do které byl odlitek odlit, resp. intenzita chlazení taveniny (obr. 4.4). Čím vyšší bude rychlost chlazení, tím se bude zmenšovat vzdálenost mezi jednotlivými deskami křemíku. Samotné desky křemíku se také budou výrazně zmenšovat, až do tvaru jakýchsi malých vloček [1, 23].



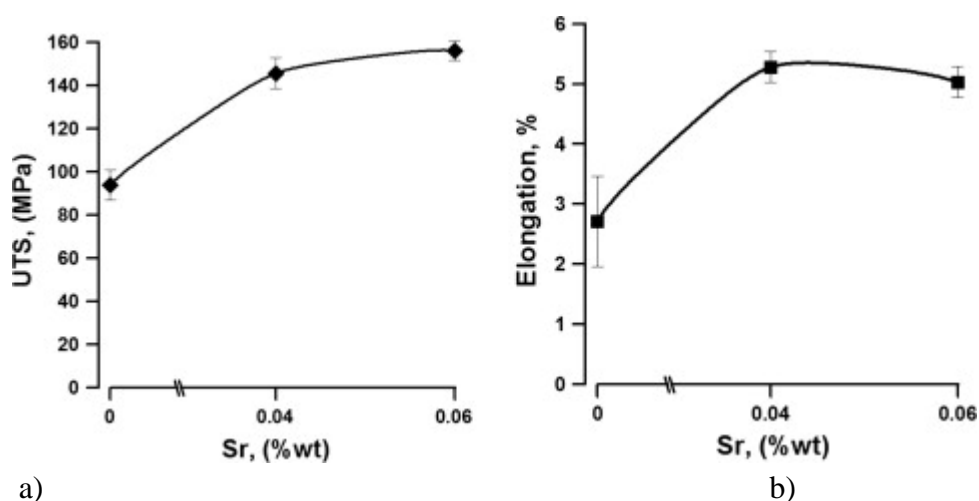
Obr 4.4 Tvar desek Si v nemodifikované slitině Al7Si lité do: a) uhlíkové formy; b) ocelové formy [23]

Desky eutektického křemíku mají tvar hexagonálních desek, které vytvářejí prostorový skelet se společným krystalizačním centrem v rámci jedné eutektické buňky. Desky křemíku v nemodifikovaném eutektiku mohou být rozloženy dvojnásobným způsobem, a to neorientovaně (zrnité eutektikum) nebo vějířovitě (lamelární eutektikum).

Jelikož slévárenské siluminy ve své struktuře obsahují značné množství eutektika má velikost, morfologie a rozložení eutektického křemíku velký vliv na výsledné mechanické vlastnosti [1].

4.1.4 Modifikace slévárenských slitin hliníku

Deskový tvar eutektického křemíku výrazně snižuje mechanické vlastnosti siluminů (ostré hrany desek působí jako koncentrátoři napětí), proto se často provádí jeho modifikace. Při modifikaci eutektického křemíku dochází k výrazné změně struktury a vyloučení křemíku ve formě tyčinek až vláken (na metalografickém výbrusu se jeví jako oblá zrna). Tato změna tvaru eutektického křemíku vede ke zvýšení meze pevnosti v tahu R_m , tažnosti A_5 , kontrakce Z a houževnatosti (obr 4.5). Vliv modifikace na mez kluzu R_e nebyl zjištěn [1, 24, 25].



Obr. 4.5 Vliv modifikace stronciem na: a) mez pevnosti v tahu R_m ; b) tažnost A_5 ; (UTS – mez pevnosti v tahu, Elongation – tažnost, % wt – hmotnostní procenta) [25]

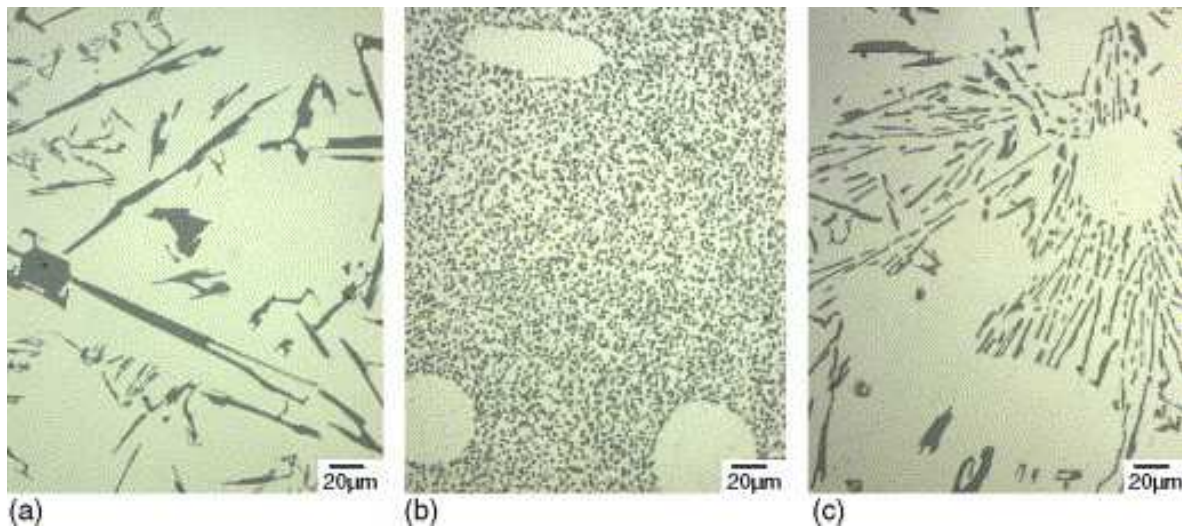
Pro modifikaci slévárenských slitin typu Al-Si se používá především *sodíku a stroncia*. Tyto prvky se do taveniny přidávají ve formě solí, modifikačních tablet, předslitín, případně v čistém stavu.

Sodík je nejsilnějším modifikačním prvkem, který působí již ve velmi malém množství (pro plně modifikovanou strukturu stačí, aby slitina obsahovala 50-100 ppm Na). Modifikace sodíkem se provádí pomocí čistého kovového sodíku (vakuové patrony), modifikačních solí (NaCl+KCl+NaF) nebo exotermických modifikačních tablet [14].

Stroncium má oproti sodíku delší modifikační účinek (1-2 hod), který je možné prodloužit až na 10 hodin přidáním malého množství beryllia. Jeho účinek je však slabší, než účinek sodíku, je tedy třeba vyšší dávkování (u eutektických slitin až 400 ppm Sr). Pro modifikaci se používá stroncium ve formě předslitín (AlSi13Sr10, AlSr5) nebo uhličitanu strontnatého $SrCO_3$ [1, 14].

Pro modifikaci se také využívá *antimon* (obr 4.6), ovšem při využití tohoto prvku se nejedná o modifikaci v pravém slova smyslu, jelikož při přidání antimonu vzniká pouze struktura s velmi jemným lamelárním křemíkem, nedochází tedy ke změně samotného tvaru

eutektického křemíku. Antimon se přidává do housek již v hutích, a to v množství 0,1-0,3 %. Antimon ruší modifikační účinek sodíku i stroncia, proto se očkování slitin s obsahem antimonu pomocí Na a Sr nedoporučuje [14, 24].



Obr 4.6 Mikrostruktury podeutektického siluminu: a) nemodifikovaného; b) modifikovaného stronciem (300 ppm Sr); c) modifikovaného antimonem (2400 ppm Sb) [24]

4.2 Tepelné zpracování odlitků ze slitin hliníku

Tepelné zpracování odlitků ze slitin hliníku se provádí zejména pro zvýšení jejich mechanických vlastností, snížení vnitřního pnutí a také pro zrovnornění rozložení prvků ve struktuře. Zejména gravitačně lité odlitky do pískových i kovových forem mají často hrubou strukturu a nerovnoměrně rozložené přísadové a doprovodné prvky. V některých případech se tepelné zpracování odlitků využívá pro zlepšení obrobitelnosti nebo korozivzdornosti [1, 14].

Pro hliníkové slitiny je nejčastěji užívaným způsobem tepelného zpracování *vytvrzování* a *žihání*, kdy pod pojem žihání se u hliníkových slitin zařazují všechny ostatní druhy tepelného zpracování. Jedná se především o:

- žihání na odstranění vnitřního pnutí,
- stabilizační žihání,
- žihání na měkko,
- homogenizační žihání [14].

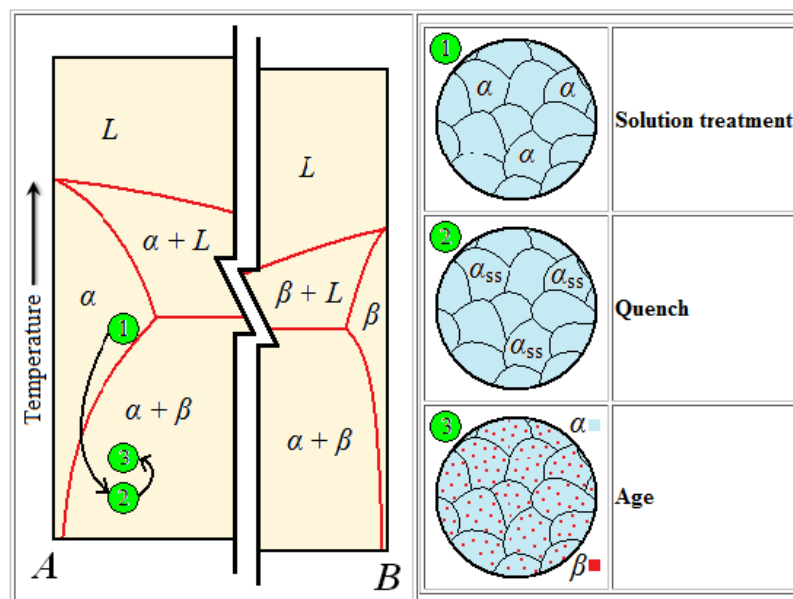
4.2.1 Vytvrzování

Vytvrzováním se u odlitků dosahuje značného zvýšení meze pevnosti R_m , meze kluzu $R_{p0,2}$ a tvrdosti. Dochází také k mírnému snížení tažnosti. Aby byla slitina vytvrzitelná, musí obsahovat přísadový prvek (nejčastěji Cu a Mg, případně Zn, Ni), který má výraznou změnu rozpustnosti v tuhém roztoku $\alpha(\text{Al})$. Nejčastěji jsou využívány slitiny typu Al-Si-Mg nebo Al-Si-Cu. Při tuhnutí po odlití, za relativně pomalého chladnutí, se v těchto slitinách tvoří

rovnovážné intermetalické fáze CuAl_2 , Mg_2Si , případně jiné. Tyto fáze jsou ovšem značně hrubé a mají negativní vliv na mechanické vlastnosti. Cílem vytvrzování je opětovné rozpuštění intermetalických fází do tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$, rychlé ochlazení, vznik přesyceného tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$ a následná precipitace intermetalických fází ve formě velmi jemných útvarů, což má za následek zpevnění slitiny [1, 14, 26, 28].

Vytvrzování tedy můžeme rozdělit do tří etap (obr 4.7):

- **rozpuštěcí žhání,**
- **prudké ochlazení,**
- **precipitační vytvrzování [14].**



Obr. 4.7 Schéma principu vytvrzování; (Temperature – teplota, Solution treatment – rozpouštěcí žhání, Quench – rychlé ochlazení, Age – stárnutí, α_{ss} – přesycený tuhý roztok) [27]

Rozpuštěcí žhání

Rozpuštěcí žhání je ohřev na rozpouštěcí teplotu (nad křivkou změny rozpustnosti), kde dochází k převedení intermetalických sloučenin do tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$ a výdrž na této teplotě. Při ohřevu nesmí dojít k přehřátí nad teplotu solidu, což by vedlo k natavení hranic zrn a znehodnocení odlitku. Také prodleva na homogenizační teplotě by neměla být zbytečně dlouhá, jelikož dochází ke hrubnutí zrna. Cílem rozpouštěcího žhání je získání homogenního tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$ [1, 14, 26].

Prudké ochlazení

Cílem rychlého ochlazení je vytvořit přesycený tuhý roztok, tedy zabránit vyloučení intermetalických fází přísadových prvků. Doba mezi vyjmutím odlitku a zamočením (nejčastěji do vody) musí být tedy co nejkratší. U běžných odlitků by neměla překročit 10-20 s. Jelikož je výslednou strukturou nerovnovážný, přesycený tuhý roztok $\alpha(\text{Al})$, který je

relativně dobře tvárný, nehrozí u odlitků vznik prasklin v důsledku vnitřních napětí. Pouze u silnostěnných a značně tvarově komplikovaných odlitků je třeba ochlazovat méně razantním způsobem [14, 28].

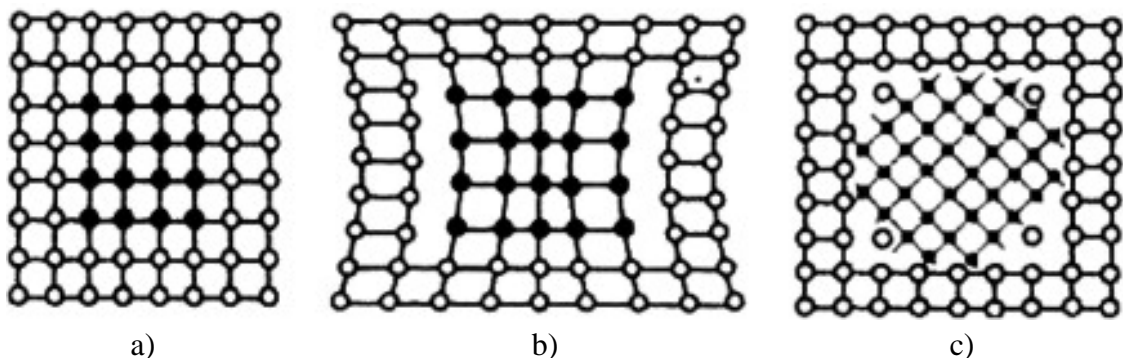
Precipitační vytvrzování

Precipitační vytvrzování, často nazývané stárnutí, je proces, při kterém dochází k rozpadu termodynamicky nestabilního přesyceného tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$ a vzniku jemných precipitátů přísadových prvků.

K precipitačnímu vytvrzování dochází již při pokojové teplotě, takovému vytvrzování pak říkáme *vytvrzování za studena*. Častěji se ovšem provádí stárnutí za zvýšených teplot (podle druhu slitiny při 140-180 °C), takovéto precipitační vytvrzování je označováno jako *vytvrzování za tepla* [14].

Na výsledné zpevnění struktury má velký vliv rozhraní mezi vznikajícími precipitáty a mřížkou tuhého roztoku (obr. 4.8). Existují tři možné typy rozhraní:

- *koherentní rozhraní* – obě mřížky na sebe přesně navazují. Pokud obě dvě fáze nemají stejný mřížkový parametr, dochází k deformaci mřížky a vzniku vnitřních napětí, která mají za následek nárůst pevnosti a tvrdosti.
- *semikoherentní rozhraní* – návaznost mřížek obou fází již není dokonalá. Rozdíl v mřížkovém parametru je kompenzován tvorbou dislokací, což opět vede ke zvýšení pevnosti a tvrdosti.
- *nekoherentní rozhraní* – neexistuje žádná návaznost mřížky precipitátu na mřížku matrice. V tomto případě nedochází k žádným deformacím mřížky a vzniku napětí [14, 29].

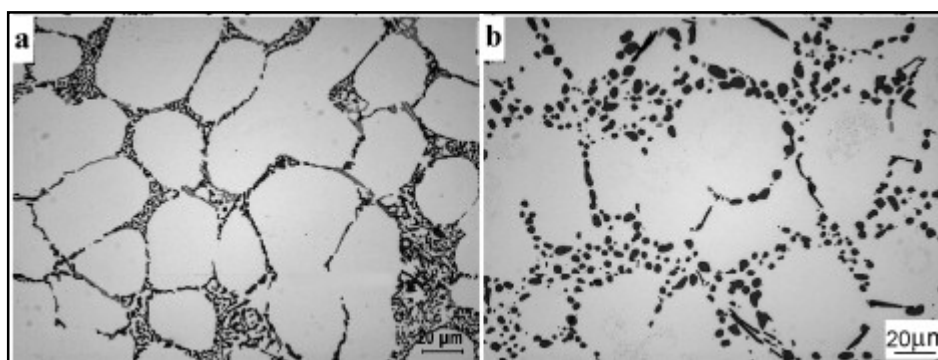


Obr 4.8 Typy rozhraní mezi precipitátem a matricí: a) koherentní; b) semikoherentní; c) nekoherentní [29]

Při precipitačním vytvrzování nejprve dochází k difuzi přísadových prvků a nukleaci nových fází (Mg_2Si , CuAl_2 , MgZn_2 , NiAl_3). Růstem těchto zárodků dochází ke vzniku *Guinier-Prestonových zón (GP zón)*. GP zóny mají destičkovitý tvar, tloušťku řádově 10 nm a s tuhým roztokem $\alpha(\text{Al})$ tvoří koherentní rozhraní. V dalším průběhu vytvrzování se koherence vytrácí a vznikají semikoherentní precipitáty. Při pokračování vytvrzování dochází k úplnému vymizení koherence a vyloučení nekoherentních precipitátů. Tato ztráta koherence

je ovšem nežádoucím jevem, jelikož dochází ke snížení pevnosti i tvrdosti. Takovýto stav se nazývá *přestárnutí slitiny* [14, 29].

Tepelné zpracování také vede ke změně morfologie eutektického křemíku, a to k jeho sferoidizaci (obr 4.9). Pokud byla slitina modifikována, měl eutektický křemík před tepelným zpracováním tvar tyčinek. Tyto tyčinky sferoidizují snáze než desky křemíku v nemodifikované slitině. Modifikace spolu s dalšími faktory (rychlost ochlazování) má tedy pozitivní vliv na sferoidizaci křemíku při tepelném zpracování [30].



Obr. 4.9 Morfologie eutektického křemíku ve slitině AlSi7Mg0,6 modifikované Sr: a) v litém stavu; b) po tepelném zpracování [30]

4.2.2 Značení režimů tepelného zpracování slitin hliníku

Značení stavu tepelného zpracování hliníku a jeho slitin bylo převzato z americké ASM normy a je v souladu s normou ČSN EN 515. Toto značení je platné pro celou Evropskou unii [1].

Způsob tepelného zpracování se značí písmenem **T** a jednou nebo dvěma číslice (výjimkou je značení písmeny **F** a **O**). V následující tabulce je vybrané značení možných stavů odlitků po tepelném zpracování [14].

Tab. 4.1 Značení vybraných stavů odlitků [1,14]

Označení	Způsob tepelného zpracování
F	Výchozí litý stav
O	Žihání na odstranění vnitřního pnutí
O3	Homogenizačním žihání
T4	Rozpouštěcí žihání a vytvrzování za studena
T5	Umělé stárnutí při nízkých teplotách bez předchozí homogenizace
T6	Rozpouštěcí žihání, rychlé ochlazení a vytvrzování za tepla
T61	Rozpouštěcí žihání a vytvrzování za tepla na max. pevnost a tvrdost
T64	Rozpouštěcí žihání a vytvrzování za tepla na max. houževnatost
T7	Rozpouštěcí žihání, rychlé ochlazení a umělé přestárnutí

5 CÍLE PRÁCE

Bakalářská práce vznikla ve spolupráci s firmou Alucast, s.r.o. a byla zaměřena na optimalizaci doby umělého stárnutí slitiny hliníku AlSi7Mg0,6 pro odlitky součástí letadel s cílem zlepšit strukturně-mechanické vlastnosti daného materiálu.

Dílčí cíle práce:

- Zpracovat literární rešerši shrnující současný stav poznatků o slitinách hliníku.
- Provést kompletní tepelné zpracování, tj. rozpouštěcí žhání + umělé stárnutí u slitiny hliníku.
- Na základě výsledků mechanických zkoušek a metalografických analýz stanovit neoptimálnější dobu umělého stárnutí s ohledem na velikost vzorku.

6 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL

6.1 Slitina AlSi7Mg0,6

Jako experimentální materiál byla použita slitina hliníku s hlavními legujícími prvky křemíkem a hořčíkem. Tato slitina je dle normy ČSN EN 1725 značena jako AlSi7Mg0,6. Často lze v literatuře nalézt také označení dle normy US Aluminum Association, kde je tato slitina vedena pod označením A357.

Slitina nebyla očkovaná ani modifikována. Předepsané chemické složení dle normy ČSN EN 1706 je spolu se zjištěným chemickým složením uvedeno v tab. 6.1. Úplné chemické složení slitiny bylo zjištěno pomocí opticko-emisního spektrometru s doutnavým výbojem Spectrumat GDS.

Tab 6.1 Chemické složení slitiny AlSi7Mg0,6

Prvek	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Ti	Al
Předepsaný obsah [hm. %]	6,5-7,5	0,19	0,05	0,10	0,45-0,70	-	0,07	-	0,08-0,25	zbytek
Naměřený obsah [hm. %]	7,8	0,18	0,02	0,04	0,62	0,00	0,07	0,01	0,07	zbytek

6.2 Zkušební tyče

Válcové zkušební tyče z materiálu AlSi7Mg0,6 byly odlity firmou Alucast do keramické skořepiny vyrobené metodou vytavitelného modelu. Pro odlévání zkušebních tyčí byla použita technologie *JF casting*, patentovaná firmou Alucast.

Byly odlity dva typy válcových zkušebních tyčí (obr. 6.1), a to konkrétně 28 ks válcových tyčí o průměru 6 mm (měrná délka 30 mm) a 18 ks o průměru 9 mm (měrná délka 45 mm).



Obr 6.1 Zkušební válcové tyče o \varnothing 6 mm a \varnothing 9 mm

7 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ VZORKŮ

Zkušební tyče byly dodány ve stavu po odlití, bylo tedy třeba provést kompletní tepelné zpracování, které bylo provedeno dle normy AMS 2771C.

Rozpouštěcí žíhání

Rozpouštěcí žíhání bylo provedeno v režimu T4. Všechny vzorky byly vloženy do pece značky ELSKLO a ohřáty na teplotu 543 °C, přičemž čas náběhu pece na danou teplotu byl cca 1 hodina (cca 9 °C/min.). Na této teplotě byly ponechány 8 hodin a následně velmi rychle zamočeny do vody. Doba od otevření pece do zamočení nesměla přesáhnout 15 s a rozdíl teplot vody před a po zamočení by měl být max. 14 °C. Oba tyto požadavky byly splněny (rozdíl teplot vody před a po zamočení byl cca 6 °C).

Umělé stárnutí

Před umělým stárnutím byly vzorky rozděleny do šesti skupin. Každá skupina se skládala ze čtyř zkušebních tyčí o průměru 6 mm a tří tyčí o průměru 9 mm (viz obr. 7.1). Zbylé čtyři tyče o průměru 6 mm byly ponechány ve stavu po rozpouštěcím žíhání a nebyly podrobeny umělému stárnutí.



Obr. 7.1 Rozdělení zkušebních tyčí do skupin pro umělé stárnutí

Umělé stárnutí bylo provedeno v režimu T6 s odstupem 12 hodin od rozpouštěcího žíhání. Všechny 6 skupin bylo vloženo současně do pece (obr. 7.2) a následoval ohřev na teplotu 160°C, při které bylo prováděno umělé stárnutí, a výdrž na této teplotě po dobu 2-12 hodin.

Jednotlivé skupiny zkušebních tyčí (3x Ø 9 mm + 4x Ø 6 mm) byly z pece vyndávány v dvouhodinových intervalech (viz tab. 7.1) a poté chladly volně na vzduchu.

Tab. 7.1 Časy umělého stárnutí jednotlivých skupin zkušebních tyčí

číslo skupiny	2	4	6	8	10	12
zkušební tyče ø 9 mm	2.1 2.2 2.3	4.1 4.2 4.3	6.1 6.2 6.3	8.1 8.2 8.3	10.1 10.2 10.3	12.1 12.2 12.3
zkušební tyče ø 6 mm	2.4 2.5 2.6 2.7	4.4 4.5 4.6 4.7	6.4 6.5 6.6 6.7	8.4 8.5 8.6 8.7	10.4 10.5 10.6 10.7	12.4 12.5 12.6 12.7
délka umělého stárnutí	2 hodiny	4 hodiny	6 hodiny	8 hodiny	10 hodin	12 hodin



Obr. 7.2 Vzorky založené do pece pro umělé stárnutí

8 EXPERIMENTÁLNÍ METODY

8.1 Zkoušky mechanických vlastností

Tahové zkoušky zkušebních válcových tyčí obou průměrů byly provedeny na zkušebním stroji Tira TEST 2300 (obr. 8.1a), který je řízen počítačem. Všechny zkoušky probíhaly při pokojové teplotě. Výsledky tahové zkoušky, tedy závislost napětí σ na deformaci ε byly přenášeny přímo do počítače, kde byly ihned vyhodnoceny a získali jsme tak mechanické veličiny charakterizující daný materiál.

Tahová zkouška byla provedena na všech tyčích po kompletním tepelném zpracování (obr. 8.1b), a také na tyčích, které byly pouze po rozpouštěcím žhání.



a)



b)

Obr. 8.1 a) upnutí zkušební tyče pro tahovou zkoušku ve zkušebním stroji Tira TEST 2300; b) zkušební tyče po tahové zkoušce

8.2 Zkoušky tvrdosti

Měření tvrdosti bylo prováděno metodou dle Brinella v souladu s normou ČSN EN ISO 6506-1. Měření byla realizována na automatickém tvrdoměru značky LECO (obr. 8.2). Jako indenter byla použita kulička z tvrdokovu o průměru 5 mm. Zatížení nominální silou bylo voleno dle normy, tedy silou $F = 2452$ N. Doba působení zkušebního zatížení byla 10s. Výsledné hodnoty tvrdosti byly získány změřením velikosti vtisků pomocí metalografického mikroskopu Olympus PMG 3 s digitální kamerou Olympus DP20 ve spojení se softwarem QuickPHOTO Industrial 2.3

Tvrdost byla měřena na vybraných tyčích ve stavu po odlití, po rozpouštěcím žhání a po kompletním tepelném zpracování.



Obr. 8.2 Automatický tvrdoměr LECO

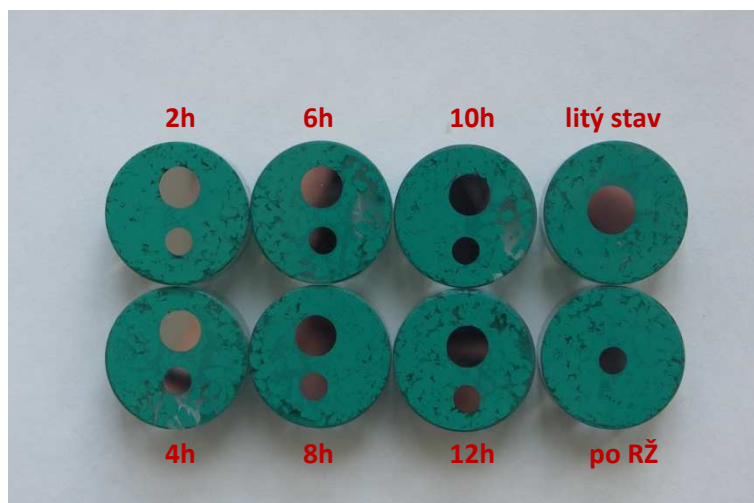
8.3 Hodnocení mikrostruktury pomocí světelné mikroskopie

Pro hodnocení mikrostruktury bylo vybráno 14 zkušebních tyčí, 12 po kompletním tepelném zpracování, 1 po rozpouštěcím žhání a 1 ve stavu po odlití. Pro hodnocení mikrostruktury byly vybrány takové zkušební tyče, jejichž mechanické charakteristiky se nejvíce blížily průměrným hodnotám zjištěných při tahové zkoušce pro daný průměr a dobu umělého stárnutí. Přehled vybraných zkušebních tyčí, na kterých bylo provedeno umělé stárnutí je uveden v tabulce 8.1.

Z každé tyče byl vyříznut jeden vzorek ze středové části. Tyto vzorky byly zalisovány za tepla do průhledné lisovací hmoty ClaroFast v kombinaci s tvrdší hmotou IsoFast na broušených plochách. Pro zalisování byl použit automatický metalografický lis Struers LaboPress 3. Vzorky s identickou dobou umělého stárnutí byly zalisovány společně, jak je ukázáno na obr 8.3.

Tab. 8.1 Přehled tyčí po umělém stárnutí vybraných pro metalografické hodnocení

délka umělého stárnutí	2 hod.	4 hod.	6 hod.	8 hod.	10 hod.	12 hod.
zkušební tyče ø 9 mm	2.2	4.2	6.1	8.1	10.2	12.2
zkušební tyče ø 6 mm	2.5	4.7	6.7	8.6	10.7	12.5



Obr. 8.3 Připravené metalografické výbrusy, výřezy se stejnou dobou umělého stárnutí byly zalisovány společně (popisy vzorků 2h-12h označují dobu umělého stárnutí v hodinách; RŽ - rozpouštěcí žíhání)

Broušení vzorků bylo provedeno na metalografické brusce značky Struers. Broušení probíhalo pomocí brusných papírů o zrnitosti 280, 500, 1200 a 4000, přičemž na každé zrnitosti byl vzorek broušen 3 minuty. Poté následovalo leštění 3 μm diamantovou pastou s lihovým smáčedlem po dobu 4 minut. Posledním krokem v přípravě metalografického výbrusu bylo mechanicko-chemické leštění OPCHEM pomocí leštidla OP-S po dobu 2 minut. Poté následoval dvouminutový oplach čistou vodou.

Výše uvedeným postupem byly získány metalografické výbrusy, pro další pozorování na světelném mikroskopu. K pozorování a získání fotografií struktur slitiny byl použit metalografický mikroskop Olympus PMG 3 s digitální kamerou Olympus DP20 (obr. 8.4). Na každém vzorku bylo pořízeno 5 fotografií při zvětšení 100x, tak aby byla co nejlépe vystihnuta průměrná mikrostruktura řezů.

Všechny fotografie mikrostruktur byly ukládány a poté využity jako vstupní jako data pro měření strukturních parametrů obrazovou analýzou.

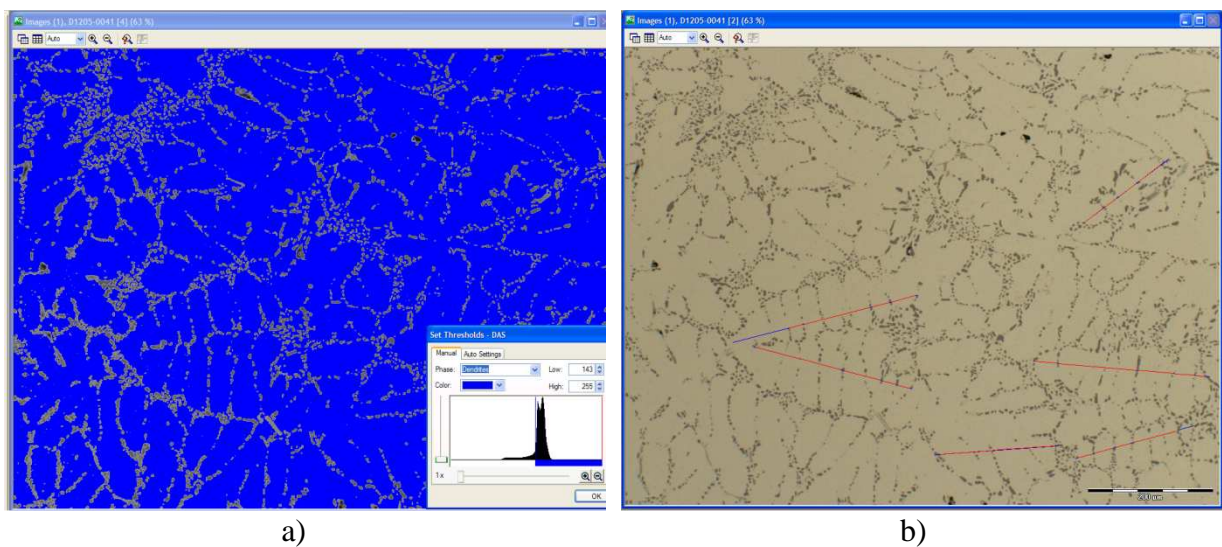


Obr. 8.4 Metalografický mikroskop Olympus PMG 3 s digitální kamerou Olympus DP20

8.4 Hodnocení parametru DAS

Vyhodnocení parametru DAS, tedy vzdálenosti sekundárních os dendritů, bylo provedeno pomocí softwaru Olympus Stream Motion. Jako vstupní data posloužily fotografie mikrostruktur pořízené po přípravě metalografických výbrusů.

Měření sekundárních os dendritů pomocí obrazové analýzy proběhlo v několika krocích. Nejprve bylo třeba každou fotografii napravit (obr. 8.5a) a poté manuálně pomocí linií označit dobře patrné dendrity (obr. 8.5b). Software poté, na základě znalosti měřítka fotografie a počtu protnutých sekundárních os, automaticky vygeneruje hodnotu vzdálenosti sekundárních os dendritů. Na každém výřezu ze zkušební tyče bylo takto proměřeno přes 250 sekundárních os dendritů.



Obr. 8.5 Měření parametru DAS s využitím obrazové analýzy a) prahování fotografií; b) značení sekundárních os dendritů

9 VÝSLEDKY EXPERIMENTŮ

Mechanické zkoušky a hodnocení parametru DAS bylo provedeno i na čtyřech zkušebních tyčích o průměru 6 mm, které nebyly podrobeny umělému stárnutí, a bylo na nich provedeno pouze rozpouštěcí žíhání při teplotě 543 °C po dobu 8 hodin. Hodnota DAS a tvrdost byla také změřena na kontrolním vzorku, který byl ponechán v litém stavu. Všechny hodnoty jsou uvedeny v tabulce 9.1.

Tab. 9.1 Výchozí mechanické vlastnosti vzorků

Délka umělého stárnutí	Mez pevnosti R_m [MPa]	Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	Tažnost A_5 [%]	DAS [μm]	HBW 5/250
Po odlití	nehodnoceno	nehodnoceno	nehodnoceno	29,4	64
Po rozp. žíhání	283	173	14,4	27,5	99

9.1 Výsledky mechanických zkoušek zkušebních tyčí o průměru 6 mm

Výsledné mechanické vlastnosti válcových zkušebních tyčí o průměru 6 mm s počáteční měrnou délkou $L_0 = 30$ mm po statické zkoušce tahem a zkoušce tvrdosti jsou spolu s hodnotami parametru DAS uvedeny v tabulce 9.2.

Tab. 9.2 Výsledky mechanických zkoušek zkušebních tyčí o \varnothing 6 mm

Délka umělého stárnutí	Mez pevnosti R_m [MPa]	Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	Tažnost A_5 [%]	DAS [μm]	HBW 5/250
2h	275	170	13,1	28,5	98
4h	277	170	13,8	25,0	98
6h	278	176	12,2	24,8	100
8h	285	186	14,3	26,8	104
10h	294	199	13,2	24,6	106
12h	301	210	12,7	25,4	108

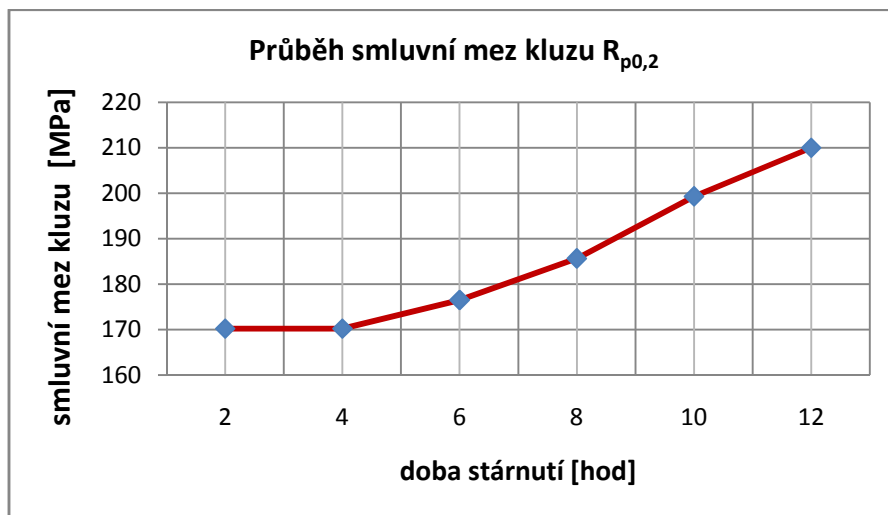
Tvrdost slitiny AlSi7Mg0,6 po tepelném zpracování je dána vytvořením jemné disperze Mg_2Si a především zpevněním tuhého roztoku precipitáty β'' , které mají jehlicovitý tvar. V menší míře se také na zpevnění podílí disperze sferoidizovaného eutektického křemíku [30, 31].

Jak je z tab. 9.2 patrné, tak tvrdost s rostoucí dobou umělého stárnutí narůstá, a to poměrně lineárně.

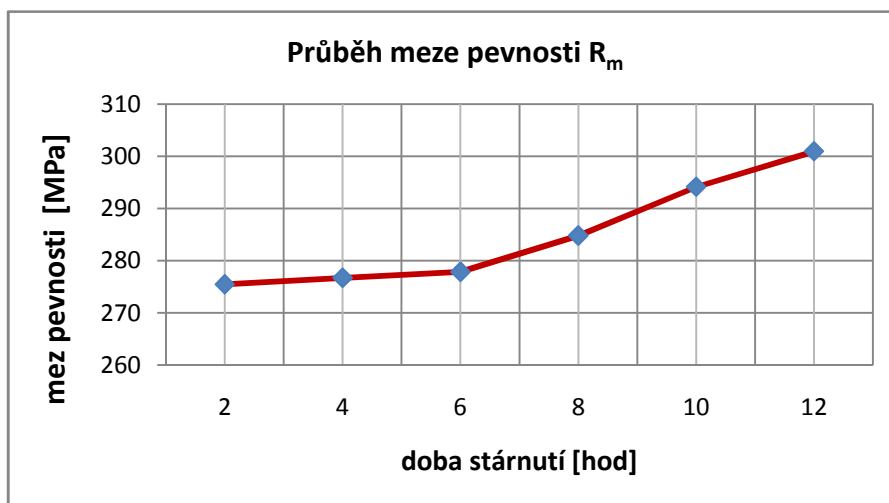
Výsledky tahové zkoušky jsou graficky znázorněny pomocí spojnicových grafů na obrázcích 9.1, 9.2 a 9.3. Z grafů je patrný nárůst jak smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$, tak meze pevnosti R_m . Nejvyšších hodnot je v obou případech dosaženo po maximální době umělého stárnutí, tedy po 12 hodinách, kdy mez kluzu dosáhla hodnoty 210 MPa a mez pevnosti

vystoupala až na 301 MPa. Dosažení takto vysokých hodnot zřejmě umožnily velmi nízké hodnoty DAS, které se nabývaly hodnot okolo 25 μm .

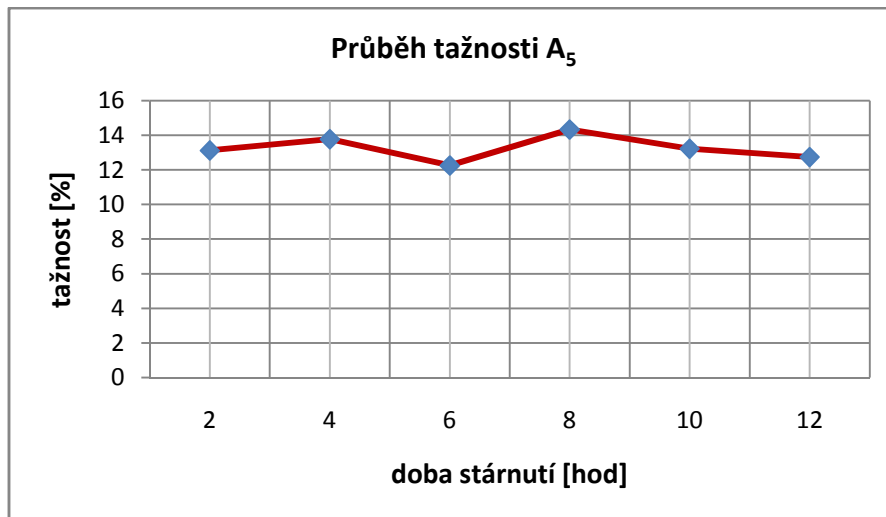
Velmi příznivé hodnoty DAS se také projevíly na značně vysoké tažnosti A_5 . Tažnost se v průběhu umělého stárnutí měnila jen velmi málo a maximální hodnoty 14,3 % dosáhla po 8 hodinách.



Obr. 9.1 Spojnicový graf znázorňující průběh smluvní meze kluzu u tyčí o \varnothing 6 mm



Obr. 9.2 Spojnicový graf znázorňující průběh meze pevnosti u tyčí o \varnothing 6 mm



Obr. 9.3 Spojnicový graf znázorňující průběh tažnosti u tyčí o \varnothing 6 mm

9.2 Výsledky mechanických zkoušek zkušebních tyčí o průměru 9 mm

Výsledné mechanické vlastnosti válcových zkušebních tyčí o průměru 9 mm s počáteční měrnou délkou $L_0 = 45$ mm po statické zkoušce tahem a zkoušce tvrdosti jsou spolu s hodnotami parametru DAS uvedeny v tabulce 9.3.

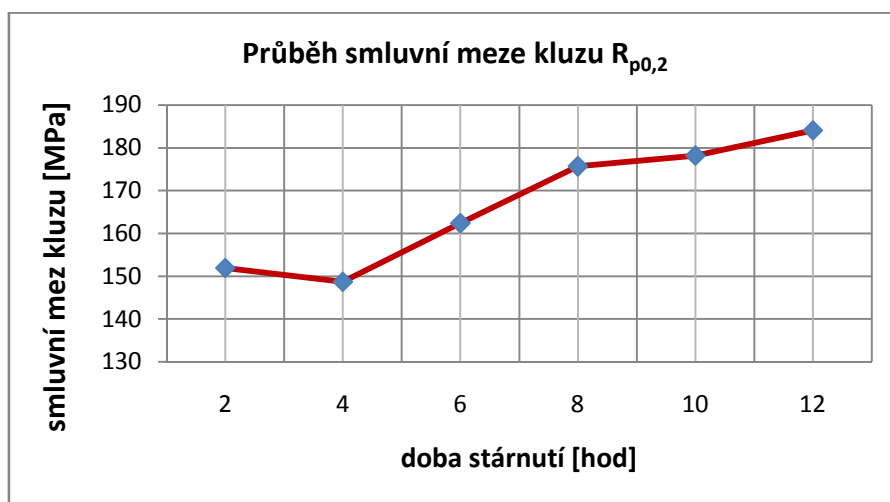
Tab. 9.3 Výsledky mechanických zkoušek zkušebních tyčí o \varnothing 9 mm

Doba umělého stárnutí	Mez pevnosti R_m [MPa]	Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	Tažnost A_5 [%]	DAS [μ m]	HBW 5/250
2h	244	152	7,1	31,8	95
4h	239	149	6,9	34,6	94
6h	240	162	4,8	33,1	96
8h	258	176	6,0	33,8	101
10h	262	178	6,3	34,4	102
12h	251	184	4,2	37,2	99

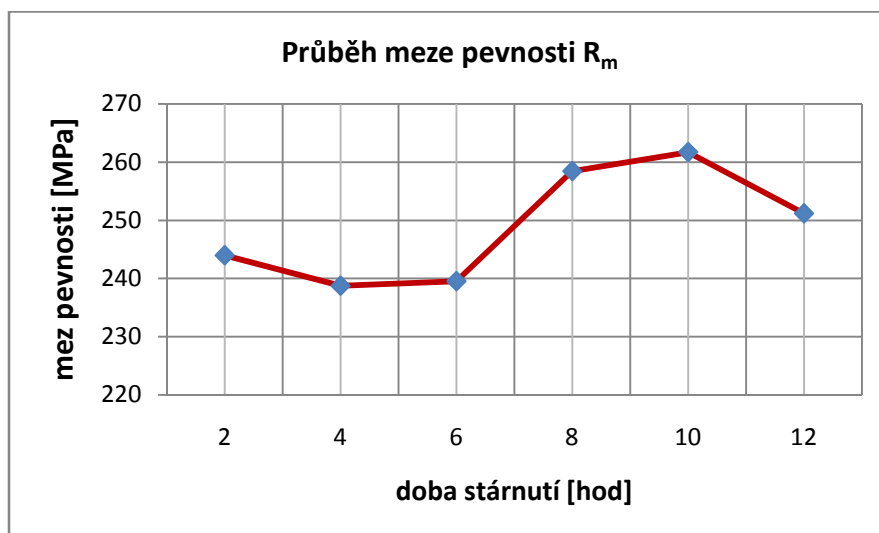
Princip zvýšení tvrdosti slitiny po tepelném zpracování je shodný jako u zkušebních tyčí o průměru 6 mm. Z hodnot v tabulce 9.3 vyplývá, že i u tyčí o průměru 9 mm tvrdost narůstala s prodlužující se délkou umělého stárnutí. Pouze v závěru, po 12. hodinách stárnutí, mírně poklesla.

Výsledky tahové zkoušky jsou i v tomto případě graficky znázorněny pomocí spojnicových grafů na obrázcích 9.4, 9.5 a 9.6. Jak je z grafů patrné, tak smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ po celou dobu umělého stárnutí opět narůstala a její maximální hodnota 184 MPa byla dosažena také po 12 hodinách. U meze pevnosti R_m docházelo k nárůstu hodnot až do stavu po 10 hodinách stárnutí, kdy dosáhla 262 MPa. Po 12 hodinách stárnutí ovšem došlo k poklesu meze pevnosti o 10 MPa.

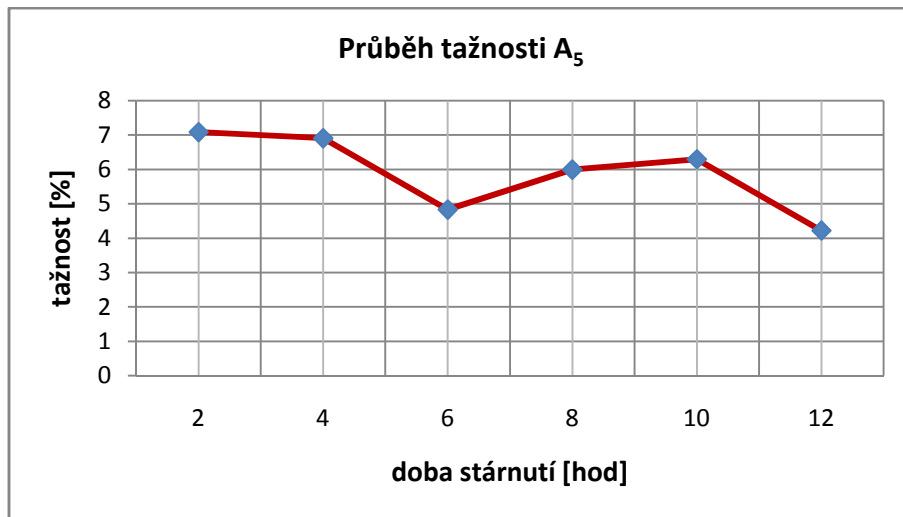
Hodnoty DAS byly u tohoto průměru tyčí opět velmi dobré, v průměru kolem 34 μm . Tažnost ovšem dosahovala jen přibližně polovičních hodnot oproti tyčím o průměru 9 mm. Také v případě tažnosti došlo k poklesu tažnosti po 12 hodinách umělého stárnutí, kdy tažnost klesla o 1,9 % oproti hodnotě po 10 hodinách stárnutí.



Obr. 9.4 Spojnicový graf znázorňující průběh smluvní meze kluzu u tyčí o \varnothing 9 mm



Obr. 9.5 Spojnicový graf znázorňující průběh meze pevnosti u tyčí o \varnothing 9 mm



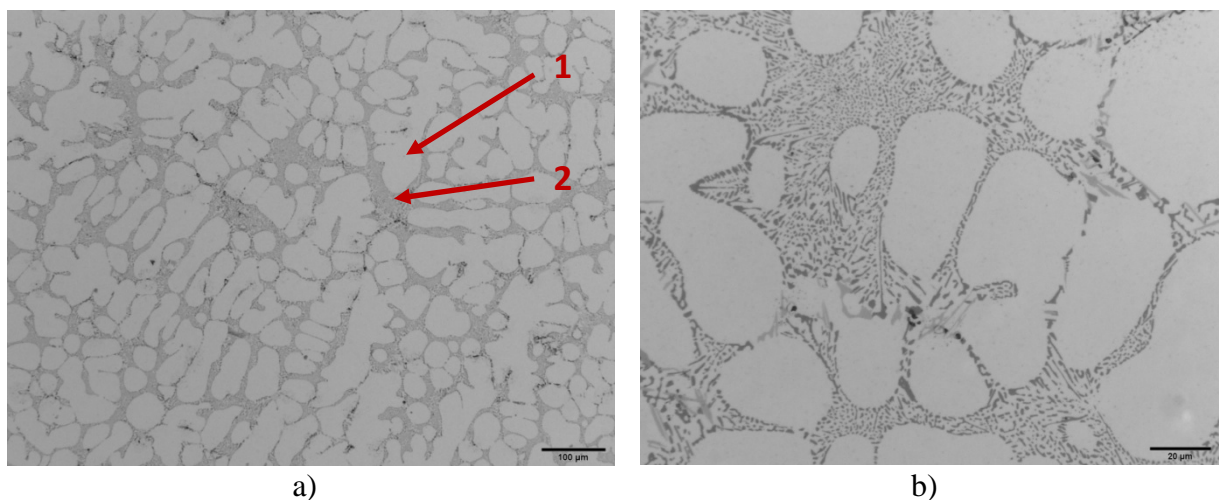
Obr. 9.6 Spojnicový graf znázorňující průběh tažnosti u tyčí o \varnothing 9 mm

9.3 Analýza mikrostruktury pomocí světelné mikroskopie

9.3.1 Mikrostruktura zkušebních tyčí ve výchozích stavech

a) Litý stav

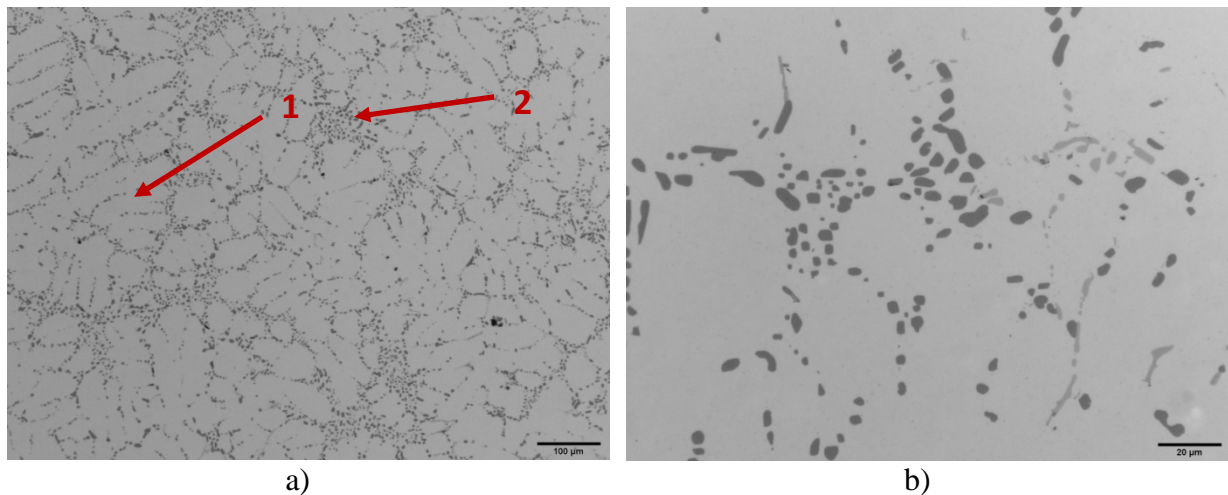
Mikrostruktura slitiny AlSi7Mg0,6 ve stavu po odlití je tvořena sítí dendritů tuhého roztoku α (Al), které označuje šipka č. 1 v obrázku 9.7a, a eutektikem (šipka č. 2 v obrázku 9.7a). Eutektikum je vyloučeno v mezidendritických prostorech a je tvořeno tuhým roztokem α (Al) spolu s eutektickým křemíkem. Jelikož slitina nebyla při tavně modifikována, je eutektický křemík vyloučen ve formě desek, které se na výbrusu jeví jako jehlice. Tyto jehlice jsou ovšem díky použité technologii lití a ochlazování, velice jemné, což lze vidět na snímku detailu eutektického křemíku (obr. 9.7b).



Obr. 9.7 Mikrostruktura slitiny AlSi7Mg0,6 v litém stavu; a) celkový pohled, b) detail morfologie eutektického křemíku

b) Po rozpouštěcím žíhání

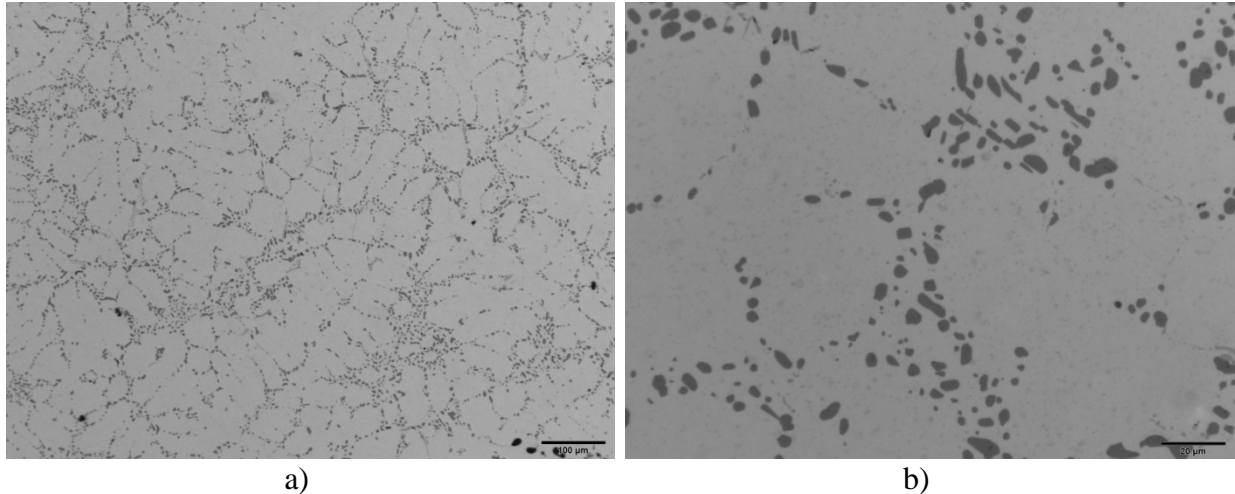
Mikrostruktura slitiny AlSi7Mg0,6 po rozpouštěcím žíhání na teplotě 543 °C s výdrží 8 hodin a následném zamočení do vody je také tvořena sítí dendritů tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$, označených šipkou č. 1 v obrázku 9.8a, a eutektikem (šipka č. 2 v obrázku 9.8a). Ze snímku je patrné, že došlo ke změně tvaru eutektického křemíku, který je vyloučen v mezidendritických prostorech. Vlivem rozpouštěcího žíhání došlo k fragmentaci a sferoidizaci eutektického křemíku. Sferoidizovaný křemík je dobře patrný na obrázku 9.8b.



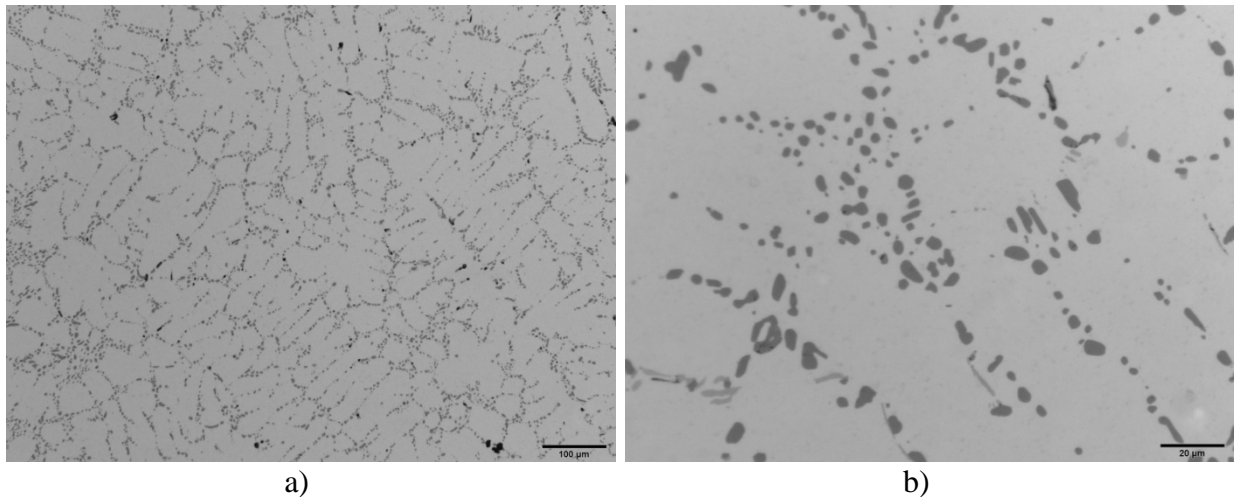
Obr. 9.8 Mikrostruktura slitiny AlSi7Mg0,6 ve stavu po rozpouštěcím žíhání; a) celkový pohled, b) detail morfologie eutektického křemíku

9.3.2 Mikrostruktura zkušebních tyčí o průměru 6 mm

Mikrostruktura slitiny AlSi7Mg0,6 u zkušebních tyčí o průměru 6 mm po umělém stárnutí při 160 °C je opět tvořena sítí dendritů tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$ a eutektikem vyloučeným v mezidendritických prostorech. U eutektického křemíku opět došlo vlivem tepelného zpracování k jeho sferoidizaci (obr. 9.9b a obr. 9.10b). Z obrázků 9.9 a 9.10 je patrné, že u tyčí o průměru 6 mm nedošlo vlivem doby umělého stárnutí k žádné podstatné změně mikrostruktury, která by byla pozorovatelná na světelném mikroskopu.



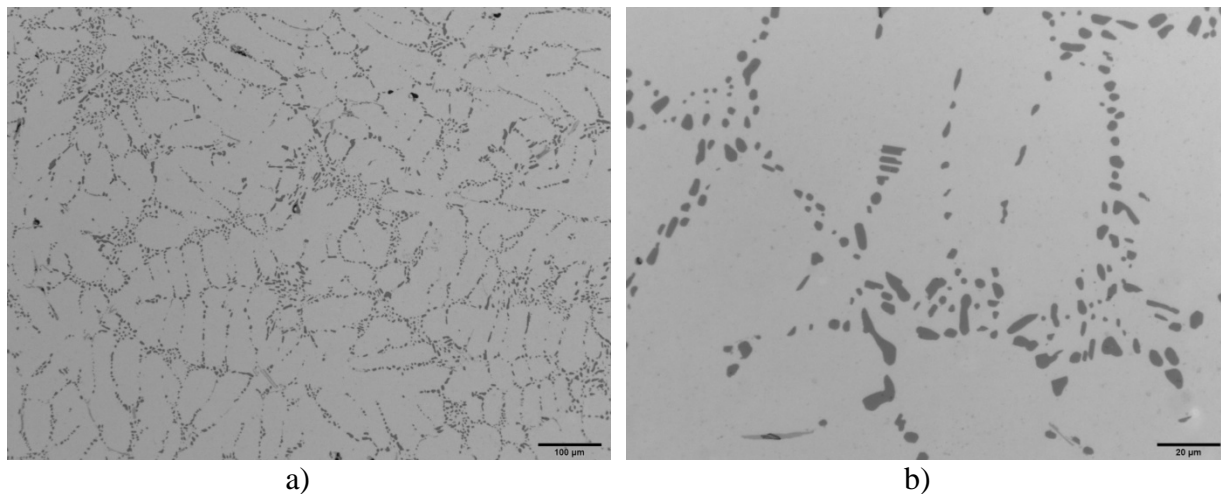
Obr. 9.9 Mikrostruktura zkušebních tyčí o \varnothing 6 mm ve stavu po umělém stárnutí po dobu 2 hodin; a) celkový pohled, b) detail morfologie eutektického křemíku



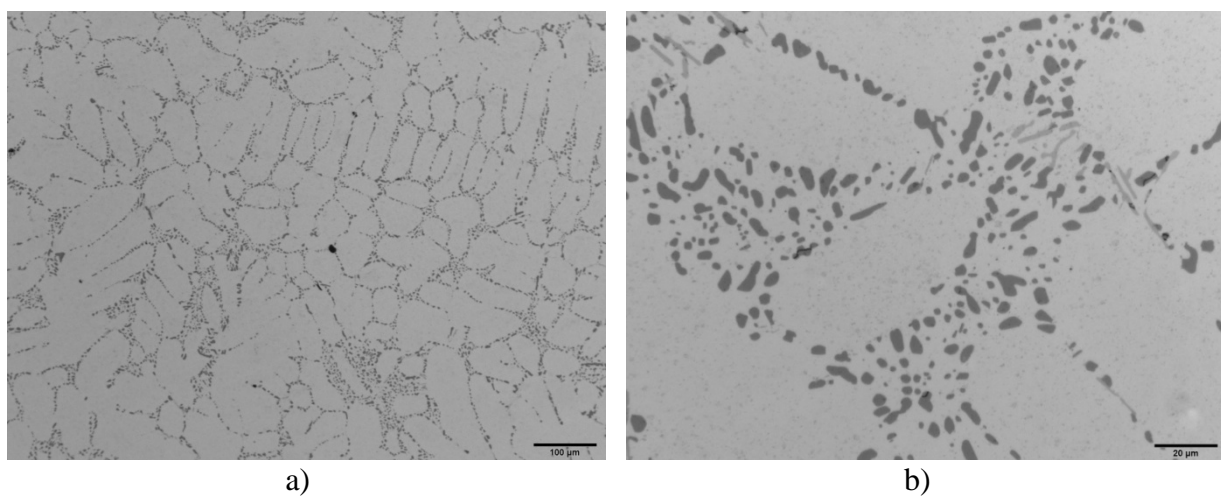
Obr. 9.10 Mikrostruktura zkušebních tyčí o \varnothing 6 mm ve stavu po umělém stárnutí po dobu 12 hodin; a) celkový pohled, b) detail morfologie eutektického křemíku

9.3.3 Mikrostruktura zkušebních tyčí o průměru 9 mm

Mikrostruktura slitiny $AlSi7Mg0,6$ u zkušebních tyčí o průměru 9 mm po umělém stárnutí při $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ je stejně jako v předchozích případech tvořena sítí dendritů tuhého roztoku $\alpha(Al)$ a eutektikem vyloučeným v mezidendritických prostorech. U eutektického křemíku opět došlo vlivem tepelného zpracování k jeho sferoidizaci (obr. 9.11b a obr. 9.12b). Stejně jako u tyčí o průměru 6 mm nedošlo ani u tyčí o průměru 9 mm vlivem délky umělého stárnutí k výrazné změně mikrostruktury pozorovatelné na světelném mikroskopu, což ilustrují obrázky 9.11 a 9.12.



Obr. 9.11 Mikrostruktura zkušebních tyčí o \varnothing 9 mm ve stavu po umělém stárnutí po dobu 2 hodin; a) celkový pohled, b) detail morfologie eutektického křemíku

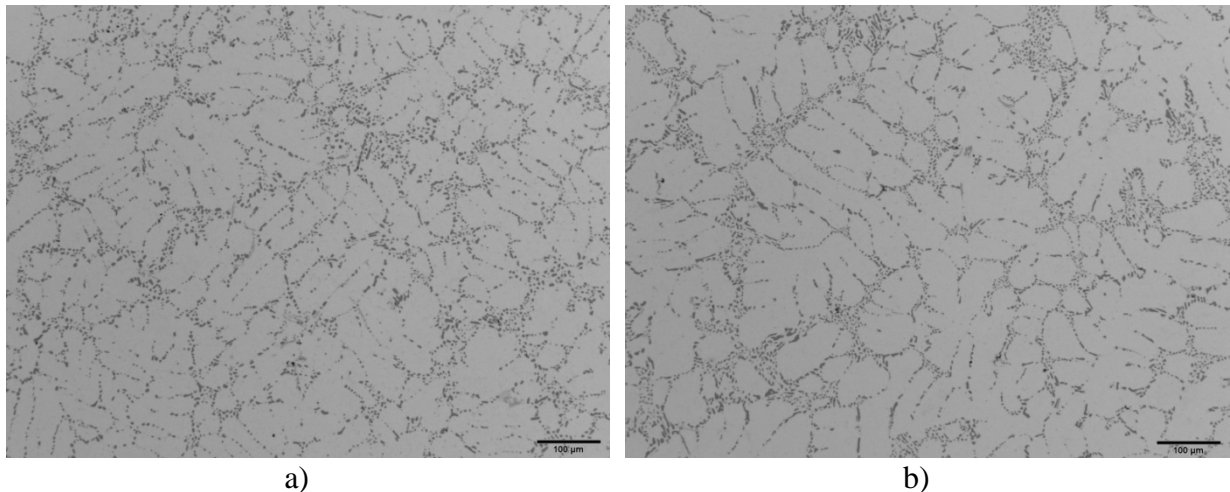


Obr. 9.12 Mikrostruktura zkušebních tyčí o \varnothing 9 mm ve stavu po umělém stárnutí po dobu 12 hodin; a) celkový pohled, b) detail morfologie eutektického křemíku

9.3.4 Porovnání mikrostruktury tyčí o průměru 6 mm a 9 mm

Pro porovnání mikrostruktury tyčí o průměru 6 mm a 9 mm po kompletním tepelném zpracování, tedy rozpouštěcím žíhání a umělém stárnutí, byly vybrány vzorky, které vykazovaly nejlepší mechanické vlastnosti. U obou průměrů bylo nejlepších mechanických vlastností dosaženo po 10 hodinách umělého stárnutí.

Mikrostruktura u obou vzorků je opět tvořena sítí dendritů tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$ a eutektikem vyloučeným v mezidendritických prostorech. Eutektický křemík je u obou průměrů tyčí plně sferoidizován a v jeho distribuci ani morfologii nelze pomocí světelné mikroskopie nalézt žádné rozdíly. Naopak rozdíl ve velikosti dendritů tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$ je patrný na první pohled. U vzorku ze zkušební tyče o průměru 6 mm (obr. 9.13a) je patrná jemnější síť dendritů než u vzorku z tyče o průměru 9 mm (obr. 9.13b). Tento rozdíl ve velikosti dendritů také dokazují hodnoty parametru DAS, který pro tyče o průměru 6 mm dosahuje hodnot okolo 25 μm a u tyčí o průměru 9 mm přibližně 34 μm .



Obr. 9.13 Mikrostruktura zkušebních tyčí po umělém stárnutí po dobu 10 hodin; a) \varnothing 6 mm, b) \varnothing 9 mm

10 DISKUSE

Postupné zvyšování tvrdosti spojené s prodlužující se délkou umělého stárnutí, které se projevilo u zkušebních tyčí obou průměrů, dobře koresponduje s výsledky prací [31, 32]. Autoři těchto prací nárůst tvrdosti spojují se zvýšením obsahu precipitátů β'' , a také s nárůstem jejich velikosti. Tuto skutečnost však nebylo možné pomocí světelného mikroskopu potvrdit ani vyvrátit, jelikož precipitáty β'' lze pozorovat pouze pomocí elektronové mikroskopie (folie pro TEM).

Mechanické vlastnosti, zejména pak tažnost, jsou silně závislé na velikosti DAS [33]. Platí, že čím je hodnota DAS menší, tím je vyšší tažnost [33]. Námi naměřené hodnoty tento předpoklad potvrzují. Dobře patrné je to u zkušebních tyčí o průměru 6 mm, které vykazovaly tažnost až 14,2 % při současně malých hodnotách parametru DAS (okolo $25\mu\text{m}$). Tyto hodnoty DAS byly s největší pravděpodobností dosaženy velmi rychlým ochlazením taveniny, pomocí patentované technologie JF casting firmy Alucast. Změny hodnot tažnosti a parametru DAS je možné sledovat v závislosti na době stárnutí. S rostoucí dobou stárnutí u tyčí o průměru 6 mm došlo jen k nepatrným změnám v parametru DAS, ale tažnost se s rostoucí dobou stárnutí mírně snižovala. U tyčí o průměru 9 mm není tato závislost tak dobře patrná, nicméně i zde po 12 hodinách umělého stárnutí došlo k mírnému zvětšení parametru DAS, který byl doprovázen výraznějším poklesem tažnosti.

Další měřené mechanické vlastnosti (mez pevnosti R_m a smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$) již nevykazovaly závislost na změně hodnoty DAS v průběhu stárnutí. Tyto mechanické vlastnosti u zkušebních tyčí obou průměrů s rostoucí dobou umělého stárnutí narůstaly. Tento trend je u pevnostních charakteristik podle autorů [31], obdobně jako v případě tvrdosti, spojen s nárůstem obsahu koherentních precipitátů β'' ve struktuře. Tyto závěry by mohly být potvrzeny opět pouze pomocí elektronové mikroskopie, která ovšem nebyla součástí experimentálních metod použitých při tvorbě této práce.

U zkušebních tyčí o průměru 9 mm podrobených 12 hodinám umělého stárnutí došlo k poklesu hodnot mechanických vlastností (mez pevnosti R_m a smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$) včetně tvrdosti, což je v souladu s výsledky prací [31, 34, 35]. Příčinou snížení mechanických vlastností bylo dle [1] zřejmě již přestárnutí slitiny, tedy vznik rovnovážných precipitátů, které jsou nekoherentní s maticí $\alpha(\text{Al})$. Vznik těchto precipitátů je opět možné sledovat pouze pomocí elektronové mikroskopie a tuto hypotézu není tedy možné s ohledem na použité experimentální techniky potvrdit ani vyvrátit.

11 ZÁVĚRY

Cílem této práce bylo posoudit vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti slévárenské slitiny hliníku AlSi7Mg0,6, respektive na mechanické vlastnosti odlitků z této slitiny o tloušťkách 6 a 9 mm.

Výsledky provedených experimentů vedou k těmto závěrům:

- Hodnoty parametru DAS u tyčí o průměru 6 mm se vlivem tepelného zpracování prakticky nezměnily. U tyčí o průměru 9 mm ovšem došlo vlivem umělého stárnutí k nárůstu hodnot DAS.
- Na mikrostrukturu zkoumaných vzorků, která byla pozorována na světelném mikroskopu, se délka umělého stárnutí nikterak neprojevila.
- Tvrdost vzorků odebraných z tyčí obou průměrů v důsledku tepelného zpracování narůstala, přičemž maximální hodnoty dosáhla u tyčí o průměru 6 mm po 12 hodinách u tyčí o průměru 9 mm po 10 hodinách umělého stárnutí.
- Průběh meze pevnosti R_m a smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ v závislosti na délce umělého stárnutí byl obdobný jako u tvrdosti. Mez pevnosti u zkušebních tyčí o průměru 6 mm dosáhla maxima po 12 hodinách umělého stárnutí, u tyčí o průměru 9 mm pak po 10 hodinách.
- Vysoké hodnoty tažnosti u tyčí obou průměrů, především však u tyčí průměru 6 mm, byly dosaženy díky velmi nízkému parametru DAS. S rostoucí délkou umělého stárnutí hodnoty tažnosti u obou průměrů tyčí mírně klesaly.
- Neoptimálnějších hodnot mechanických vlastností pro oba průměry zkušebních tyčí s ohledem na požadavky na tento materiál a odlitky pro letecký průmysl bylo dosaženo po 10 hodinách umělého stárnutí. Tuto dobu stárnutí lze tedy, při tepelném zpracování dle normy AMS 2771C, doporučit jako neoptimálnější. Při překročení 10 hodin umělého stárnutí již u tyčí o průměru 9 mm došlo k přestárnutí a následnému poklesu mechanických vlastností.

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] MICHNA, Š., LUKÁČ, I. a OČENÁŠEK, V. *Encyklopedie hliníku*. 1. vyd. Prešov, 2005. 700 s. ISBN 80-89041-88-4.
- [2] ATWOOD, D.A., YEARWOOD, B.C. The future of aluminum chemistry. *Journal of Organometallic Chemistry*. 2000, roč. 600, s. 186-197. ISSN 0022-328X . Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [3] HRSTKA, T., et al. Úvod do mineralogie – internetová učebnice [online]. 2002 [cit. 2012-04-20]. Dostupné z: <http://www.museum.mineral.cz/mineraly/ucebnice/index1.php>
- [4] HATCH, J.E. Aluminum: properties and physical metallurgy. *Metals Park, Ohio: American Society for Metals*, 1984, 424 s. ISBN 08-717-0176-6.
- [5] KOLEKTIV ČESKOSLOVENSKÝCH, maďarských, německých a polských autorů. *Příručka o hliníku*. 1. vyd. Praha: SNTL, 1969, 707 s. Řada strojír. literatury.
- [6] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-3(2.OPR.A ROZŠ. VYD.).
- [7] European aluminium association [online]. 2009 [cit. 2012-04-22]. Dostupné z: <http://www.alueurope.eu>
- [8] KRÍŽ, A. Hliník a jeho slitiny [online]. 11.4.2005 [cit. 2012-04-22]. Dostupné z: http://www.benjamin.ic.cz/hlinik_slitiny.pdf
- [9] RYŠ, Přemysl; KLESNIL, Mirko; USTOHAL, V. *Nauka o materiálu*. Brno: VAAZ, 1965. 725 s.
- [10] HRČKOVÁ, M. *Optimalizace tepelného zpracování slitiny hliníku AlSi7Mg0,6*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2011. 61 s. Vedoucí diplomové práce Ing. Martin Juliš, Ph.D
- [11] SHABESTARI, S.G., MOEMENI, H. Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004, roč. 153–154, s. 193-198. ISSN 0924-0136. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [12] WARMUZEK, M. *Aluminium-Silicon Casting Alloys : Atlas of Microfractography*. 1. vyd. USA: ASM International, 2004. 124 s. ISBN 0-87170-794-2.
- [13] PÍŠEK, F., JENÍČEK, L., RYŠ, P. a kolektiv. *Nauka o materiálu I. Část3*. 2. Vyd. Academica, Praha, 1973. 596 s.
- [14] ROUČKA, J. *Metalurgie neželezných slitin*. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s.r.o. Brno, 2004. 148 s. ISBN 80-214-2790-6.

- [15] MATSUDA, K., et al. New quaternary grain boundary precipitate in Al–Mg–Si alloy containing silver. *Scripta Materialia*. 2006, roč. 55, s. 127-129. ISSN 1359-6462. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [16] KHORSHIDI, R., et al. The study of Li effect on the microstructure and tensile properties of cast Al–Mg₂Si metal matrix composite. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011, roč. 509, s. 9026-9033. ISSN 0925-8388 Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [17] ZOVKO BRODARAC, Z. Solidification and microstructure characteristics of the AlMg₉ alloy. *Světové slévárenské dny : PhD world foundry conference*. 1. vyd. Brno : Vysoké učení technické v Brně, 2009. ISBN 978-80-214-3871-2.
- [18] HEGDE, S., PRABHU, K.N. Modification of Eutectic Silicon in Al-Si Alloys. *Journal of Materials Science*. 2008, roč. 43, s. 3009-3027. Dostupné z: www.springerlink.com
- [19] MAKHLOUF, M.M., GUTHY, H.V. The aluminum–silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography. *Journal of Light Metals*. 2001, roč. 1, s. 199-218. ISSN 1471-5317. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [20] QUESTED, T.E., GREER, A.L. Athermal heterogeneous nucleation of solidification. *Acta Materialia*. 2005, roč. 53, s. 2683-2692. ISSN 1359-6454. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [21] STEINBACH, S., RATKE, L. The Influence of Fluid Flow on the Microstructure of Directionally Solidified AlSi-Base Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions*. 2007, roč. 38, s. 1388-1394. Dostupné z: www.springerlink.com.
- [22] LIU, Y., DING, CH. and LI, Y. Grain refining mechanism of Al-3B master alloy on hypoeutectic Al-Si alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011, roč. 21, s. 1435-1440. ISSN 1003-6326. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [23] NAFISI, S., GHOMASHCHI, R. and VALI, H. Eutectic nucleation in hypoeutectic Al-Si alloys. *Materials Characterization* 2008, roč. 59, s. 1466-1473. ISSN 1044-5803. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [24] DAHLE, A.K., et al. Eutectic modification and microstructure development in Al–Si Alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2005, roč. 413–414, s. 243-248. ISSN 0921-5093. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [25] HARO-RODRÍGUES, S., et al. On influence of Ti and Sr on microstructure, mechanical properties and quality index of cast eutectic Al–Si–Mg alloy. *Materials & Design*. 2011, roč. 32, s. 1865-1871. ISSN 0261-3069. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [26] ZHANG, D.L., ZHENG, L.H., and STJOHN. Effect of a short solution treatment time on microstructure and mechanical properties of modified Al–7wt.%Si–0.3wt.%Mg alloy. *Journal of Light Metals*. 2002, roč. 2, s. 27-36. ISSN 1471-5317. Dostupné z: www.sciencedirect.com

- [27] Age hardening. *Engineering archives*. [online] 2011 [cit. 2012-04-29]. Dostupné z: http://www.engineeringarchives.com/les_matsci_agehardening.html
- [28] SJÖLANDER, E., SEIFEDDINE, S. Artificial ageing of Al–Si–Cu–Mg casting alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2011, roč. 528, s. 7402-7409. ISSN 0921-5093. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [29] KARABAY, S. Influence of AlB₂ compound on elimination of incoherent precipitation in artificial aging of wires drawn from redraw rod extruded from billets cast of alloy AA-6101 by vertical direct chill casting, *Materials & Design*. 2008, roč. 29, s. 1364-1375. ISSN 0261-3069. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [30] BIROL, Y. Response to artificial ageing of dendritic and globular Al–7Si–Mg alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, roč. 484, s. 164-167. ISSN 0925-8388. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [31] EDWARDS, G.A., et al. The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*. 1998, roč. 46, s. 3893-3904. ISSN 1359-6454. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [32] ABDULWAHAB, M., et al. Effects of multiple-step thermal ageing treatment on the hardness characteristics of A356.0-type Al–Si–Mg alloy. *Materials & Design*. 2011, roč. 32, s. 1159-1166. ISSN 0261-3069. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [33] WANG, Q.G., APELIAN, D., and LADOS, D.A. Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. Part II – Effect of microstructural constituents. *Journal of Light Metals*. 2001, roč. 1, s. 85-97. ISSN 1471-5317. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [34] TIRYAKIOGLU, M., CAMPBELL, J., and STALEY, J. On macrohardness testing of Al–7 wt.% Si–Mg alloys: II. An evaluation of models for hardness–yield strength relationships. *Materials Science and Engineering: A*. 2003, roč. 1–2, s. 240-248. ISSN 0921-5093. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [35] ROMETSCH, P.A., SCHAFFER, G.B. An age hardening model for Al–7Si–Mg casting alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2002, roč. 1–2, s. 424-434. ISSN 0921-5093. Dostupné z: www.sciencedirect.com

SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

A_5 – tažnost [%]

Z – kontrakce [%]

R_e – mez kluzu [MPa]

$R_{p0,2}$ – smluvní mez kluzu [MPa]

R_m – mez pevnosti [MPa]

F – síla [N]

HBW – tvrdost dle Brinella (indentor je kulička z tvrdokovu)

hm. % - hmotnostní procenta

ppm – Part Per Milion [10^{-4}]

OA – obrazová analýza

DAS – Dendrite Arm Spacing

OPCHEM – mechanicko-chemické leštění

OP-S – suspenze s koloidními částicemi SiO_2

$\alpha(Al)$ – tuhý roztok křemíku v hliníku

Θ - kontaktní úhel

FCC – soustava kubická plošně středěná

GP – Guinier-Prestonovy zóny

β'' - koherentní precipitát (ve slitinách Al-Si-Mg)