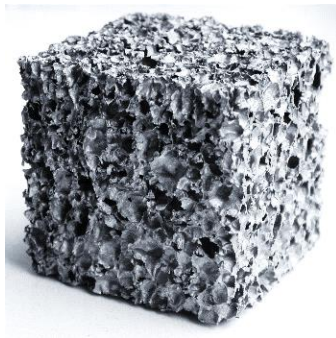


# **CELULÁRNÍ KOVOVÉ MATERIÁLY**



**Iva Nová  
Karel Fraňa  
Jiří Machuta**

*Tato monografie je určena odborné a vědecké veřejnosti, studentům doktorského studia, pro získání teoretických i odborných poznatků u nás netradičních, ve světě progresivních technologií výroby kovových celulárních materiálů.*

*Tato monografie vznikla jako výsledek řešení a udržitelnosti OP VVV excelentního výzkumu: Hybridní materiály pro hierarchické struktury, registrační číslo: CZ.02.1.01/0.0/0.0/16\_019/0000843.*

Recenzenti: prof. Ing. Štefan Michna, Ph.D.  
doc. Ing. Václav Machek, CSc.

© prof. Ing. Iva Nová, CSc., prof. Ing. Karel Fraňa, Ph.D., doc. Ing. Jiří Machuta, Ph.D.,  
2025

**“Vydala Technická univerzita v Liberci v roce 2025” a “ISBN 978-80-7494-730-8”.**

## OBSAH

<b>PŘEDMLUVA .....</b>	<b>6</b>
<b>ÚVOD.....</b>	<b>7</b>
<b>1. CHARAKTERISTIKA CELULÁRNÍCH KOVOVÝCH SYSTÉMŮ A JEJICH VÝROBA.....</b>	<b>14</b>
1.1 METODY VÝROBY CELULÁRNÍCH SYSTÉMŮ PŘÍMÝM NAPLYŇOVÁNÍM TAVENINY [1], [2], [13] .....	18
1.1.1 Napěňování taveniny přívodem plynu do taveniny z externího zdroje, metoda HYDRO/ALCAN, CYMAT .....	18
1.1.2 Napěňování taveniny přívodem plynu do taveniny z externího zdroje, metoda METCOMB... ..	24
1.1.3 Napěňování taveniny na základě přidávání napěňovacího činidla do taveniny, metoda ALPORAS.....	29
1.1.4 Napěňování taveniny na základě přidávání napěňovacího činidla do taveniny, metoda FORMGRIP/FOAMCAST, FOAMCAR.....	33
1.1.5 Napěňování taveniny na základě eutektického tuhnutí s rozpuštěným plynem, metoda GASAR.....	41
1.2 METODY VÝROBY CELULÁRNÍCH SYSTÉMŮ Z KOVOVÝCH PRÁŠKŮ [1], [2] .....	44
1.2.1 Výroba hliníkových celulárních systémů práškovou metalurgií, Fraunhoferův proces - IFA....	45
1.2.2 Výroba hliníkových celulárních systémů práškovou metalurgií, plynem uvolněným napěňovacím činidlem, proces ALULIGHT (patent MEPURA).....	48
1.2.3 Výroba sendvičových hliníkových celulárních systémů .....	56
1.3 VÝROBA PREKURZORŮ A NAPĚŇOVÁNÍ VLIVEM SMĚSÍ PRÁŠKŮ .....	58
1.3.1 Prekurzory (pěnové kompaktní nadouvadla) .....	58
1.3.2 Napěňování vlivem směsí prášků.....	59
1.4 VÝROBA CELULÁRNÍCH SYSTÉMŮ Z TAVENIN KOVŮ S VYUŽITÍM POLYMERNÍ PĚNY.....	60
1.4.1 Metoda Duocel .....	60
<b>2. ZPŮSOBY VÝROBY PORÉZNÍCH KOVOVÝCH MATERIÁLŮ S POUŽITÍM SHP .....</b>	<b>63</b>
2.1 VÝROBA PORÉZNÍCH KOVOVÝCH DÍLŮ S POUŽITÍM TAVENINY KOVŮ A PROSTOROVÝCH ÚTVARŮ NAČL .....	64
2.2 VÝROBA PORÉZNÍCH KOVOVÝCH DÍLŮ S POUŽITÍM VLOČEK KOVŮ A PROSTOROVÝCH ÚTVARŮ SACHARÓZY ....	75
2.3 VÝROBA HLINÍKOVÝCH PORÉZNÍCH SYSTÉMŮ INFILTRAČNÍ METODOU S POUŽITÍM ODSTŘEDIVÉ SÍLY.....	83
2.4 VÝROBA HLINÍKOVÝCH PORÉZNÍCH MATERIÁLŮ INFILTRAČNÍ METODOU.....	88
2.5 VÝROBA HLINÍKOVÝCH PORÉZNÍCH MATERIÁLŮ INFILTRAČNÍ METODOU GRAVITAČNÍHO LITÍ DO KOVOVÉ FORMY .....	94
2.6 VÝROBA PORÉZNÍCH KOVOVÝCH MATERIÁLŮ S POUŽITÍM PRÁŠKU KOVŮ A PROSTOROVÝCH ÚTVARŮ NAČL..	98
<b>3. FYZIKÁLNÍ PODSTATA NAPĚŇOVACÍHO PROCESU .....</b>	<b>111</b>
3.1 FYZIKÁLNÍ POPIS KOVOVÉHO CELULÁRNÍHO SYSTÉMU .....	112
3.2 FYZIKA NAPĚŇOVACÍHO PROCESU .....	112

3.2.1	ZÁKLADNÍ ROVNICE PRO STANOVENÍ VÝVOJE PĚNY .....	113
3.2.2	VZNIK PLYNOVÉ BUBLINY V TAVENINĚ KOVU .....	121
<b>3.3</b>	<b>TEORETICKÉ ZÁKLADY POPISU STABILITY KOVOVÝCH CELULÁRNÍCH SYSTÉMŮ .....</b>	<b>129</b>
<b>3.4</b>	<b>DYNAMICKÁ STABILIZACE CELULÁRNÍCH SYSTÉMŮ POVRCHOVĚ AKTIVNÍMI LÁTKAMI.....</b>	<b>132</b>
<b>3.5</b>	<b>STABILIZACE PĚNY CELULÁRNÍCH SYSTÉMŮ POMOCÍ STATICKÝCH SIL .....</b>	<b>133</b>
<b>3.6</b>	<b>STABILITA BUBLIN PLYNU PROSTŘEDNICTVÍM STABILIZAČNÍCH ČÁSTIC .....</b>	<b>134</b>
3.6.1	OVLIVNĚNÍ VIZKOZITY TAVENINY ROZPTÝLENÝMI ČÁSTICEMI.....	135
<b>4.</b>	<b>NAPĚŇOVACÍ ČINIDLA PRO VÝROBU CELULÁRNÍCH KOVOVÝCH MATERIÁLŮ .....</b>	<b>139</b>
<b>4.1</b>	<b>CHARAKTERISTIKA HYDRIDU TITANU (HYDRID TITANIUM) .....</b>	<b>142</b>
<b>4.2</b>	<b>CHARAKTERISTIKA HYDRID ZIRKONIA ZrH<sub>2</sub>.....</b>	<b>149</b>
<b>4.3</b>	<b>CHARAKTERISTIKA DOLOMITU MgCa(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>.....</b>	<b>154</b>
<b>4.4</b>	<b>CHARAKTERISTIKA UHLIČITANU VÁPENATÉHO .....</b>	<b>159</b>
<b>5.</b>	<b>KOVY PRO VÝROBU CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ A LÁTKY ZVYŠUJÍCÍ VIZKOZITU TAVENIN KOVŮ..</b>	<b>178</b>
<b>5.1</b>	<b>KOVY A SLITINY KOVŮ PRO VÝROBU CELULÁRNÍCH SYSTÉMŮ.....</b>	<b>178</b>
<b>5.2</b>	<b>FYZIKÁLNÍ VLASTNOSTI TAVENIN KOVŮ .....</b>	<b>179</b>
5.2.1	VIZKOZITA TAVENIN KOVŮ .....	179
5.2.2	POVRCHOVÉ NAPĚTÍ TAVENIN KOVŮ .....	183
<b>5.3</b>	<b>PŘEHLED LÁTEK ZVYŠUJÍCÍ VIZKOZITU TAVENIN KOVŮ.....</b>	<b>189</b>
<b>5.4</b>	<b>VLIV VELIKOSTI ČÁSTIC A VLIV OBJEMOVÝCH FRAKČÍ .....</b>	<b>194</b>
<b>5.5</b>	<b>SLOŽENÍ ČÁSTIC A VLIV REAKČNÍCH VRSTEV NA ČÁSTICE .....</b>	<b>200</b>
5.5.1	SLOŽENÍ ČÁSTIC .....	200
5.5.2	VLIV REAKČNÍCH VRSTEV NA ČÁSTICE .....	201
<b>6.</b>	<b>CHARAKTERISTIKA FYZIKÁLNÍCH A MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ CELULÁRNÍCH KOVOVÝCH MATERIÁLŮ.....</b>	<b>203</b>
<b>6.1</b>	<b>VLIV STRUKTURY MATERIÁLU PĚNY NA MECHANICKÉ VLASTNOSTI .....</b>	<b>203</b>
6.1.1	BJEMOVÁ HMOTNOST NAPLYNĚNÉHO MATERIÁLU .....	203
6.1.2	VELIKOST OBALU PĚNY (TLOUŠŤKA KRUSTY) .....	203
6.1.3	MNOŽSTVÍ A VELIKOST BUNĚK NAPĚNĚNÉHO MATERIÁLU (PÓROVITOST) .....	204
<b>6.2</b>	<b>PREDIKCE A STANOVENÍ HODNOT KOVOVÝCH CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ.....</b>	<b>204</b>
6.2.1	STANOVENÍ HUSTOTY CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ ( $\rho$ ) .....	204
6.2.2	STANOVENÍ RELATIVNÍ HUSTOTY CELULÁRNÍHO MATERIÁLU.....	206
6.2.3	STANOVENÍ PÓROVITOSTI KOVOVÝCH CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ (P) .....	206
<b>6.3</b>	<b>ZKOUŠKA NAPĚTÍ V TLAKU CELULÁRNÍCH SYSTÉMŮ .....</b>	<b>207</b>
6.3.1	CHOVÁNÍ CELULÁRNÍCH SYSTÉMŮ PŘI ZKOUŠCE V TLAKU .....	213
6.3.2	MODUL PRUŽNOSTI KOVOVÝCH CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ .....	219
<b>6.4</b>	<b>FYZIKÁLNÍ A CHEMICKÉ VLASTNOSTI KOVOVÝCH CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ.....</b>	<b>221</b>
6.4.1	FYZIKÁLNÍ VLASTNOSTI .....	221
6.4.2	CHEMICKÉ VLASTNOSTI .....	222
<b>7.</b>	<b>ŘEŠENÍ PROJEKTU A VÝROBA KOVOVÝCH CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ NA TUL .....</b>	<b>223</b>
<b>7.1</b>	<b>SLEDOVÁNÍ VLIVŮ NAPĚŇOVACÍCH ČINIDEL PRO VÝROBU HLINÍKOVÝCH CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ .....</b>	<b>223</b>



7.1.1	TEORETICKÉ VÝPOČTY UVOLNĚNÉHO MNOŽSTVÍ PLYNU NAPĚŇOVACÍCH ČINIDEL .....	223
7.1.2	DIFÚZE VODÍKU A JEJÍ VÝPOČTY PRO NAPĚŇOVACÍ PROCES VÝROBY HLINÍKOVÝCH CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ	229
7.1.2.1	Rozpustnost vodíku v hliníku.....	230
7.1.2.2	Výpočtové metody pro experimentální aplikace vodíku v tavenině hliníku při výrobě celulárních materiálů.....	233
7.1.2.3	Výpočet difúze vodíku v kapalném hliníku.....	234
<b>7.2</b>	<b>VÝROBA PORÉZNÍCH HLINÍKOVÝCH MATERIÁLŮ S POUŽITÍM CHLORIDU SODNÉHO A HODNOCENÍ JEJICH FYZIKÁLNÍCH A MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ .....</b>	<b>238</b>
7.2.1	APLIKACE SLÉVÁRENSKÉ TECHNOLOGIE A JEJÍ OVĚŘENÍ .....	239
7.2.2	VÝROBA HLINÍKOVÉHO PORÉZNÍHO SYSTÉMU LISOVÁNÍM TAVENINY MEZI ZRNA CHLORIDU SODNÉHO .....	240
7.2.2.1	Vyhodnocení vlastností porézního materiálu z hliníkové slitiny AlSi12 .....	242
7.2.3	VÝROBA PORÉZNÍHO HLINÍKOVÉHO MATERIÁLU LISOVÁNÍM ZRN CHLORIDU SODNÉHO DO TAVENINY HLINÍKOVÉ SLITINY.....	244
7.2.3.1	Experimentální výroba hliníkových porézních materiálů.....	244
<b>7.3</b>	<b>REALIZACE TRANSLAČNÍHO MAGNETICKÉHO POLE PRO VÝROBU HLINÍKOVÝCH CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ .....</b>	<b>260</b>
7.3.1	TRANSLAČNÍ MAGNETICKÉ POLE.....	261
<b>7.4</b>	<b>NUMERICKÝ SIMULAČNÍ VÝPOČET NAPLYŇOVÁNÍ TAVENINY HLINÍKU VZDUCHEM.....</b>	<b>265</b>
7.4.1	CHARAKTERISTIKA PROBLEMATIKY.....	266
<b>7.5</b>	<b>STRUKTURY VYROBENÉ PŘÍMÝM NAPĚŇOVÁNÍM TAVENINY EXTERNÍM ZDROJEM PLYNU .....</b>	<b>274</b>
7.5.1	ZKOUŠENÍ NAPĚŇOVACÍHO PROCESU .....	274
	<b>SEZNAM LITERATURY .....</b>	<b>283</b>
	<b>REJSTŘÍK .....</b>	<b>299</b>

## Předmluva

Tato monografie se týká charakteristiky výrobních způsobů kovových celulárních a kovových porézních materiálů. Tyto materiály mají v současné době značné průmyslové využití. Vlastnosti těchto materiálů na základě své celulární nebo pórovité podoby byly odvozeny z analogie struktury přírodních látek. Těchto látek je mnoho, některé využíváme téměř každý den a některé mají specifické využití. Asi nejnámější způsob přípravy pórovitých látek lze objevit v pekařství. Např. chléb, rohlíky, housky a další pečivo jsou charakteristické porézní strukturou. K vytvoření pórovité struktury chleba přispívají kvasnice, které převádějí cukr za vzniku oxidu uhličitého, který způsobuje pórovitost pečiva. Jiný způsob pro získání pórovité struktury potravin je tepelný rozklad *hydrogenuhličitanu sodného*, který probíhá při pečení. Produkt rozkladu této látky je obsažen v kypřicím prášku do pečiva, který také produkuje oxid uhličitý.

**Poznámka: to znamená, že pečení bábovek přispívá ke globálnímu oteplování.**

Tak jako v předchozích případech se připravuje mnoho jiných pórovitých látek. Další možností je výroba napěněných kovů, např. výroba napěněného (pěnového) hliníku je založená na vhánění plynu do taveniny s následným tuhnutím napěněné taveniny. Nebo jiný způsob výroby je založen na principu „kypřicího prášku do pečiva“. Tuto funkci ve skutečnosti zastává např. hydrid titanu ( $\text{TiH}_2$ ), který je velmi nestálou látkou. Tato látka se rozkládá při určité teplotě na titan a za vzniku vodíku. Výroba napěněného hliníku je však na rozdíl od pečení rohlíku neporovnatelně velmi náročná.

Trochu netradiční je princip jiné metody výroby pórovitých látek se zakládá na spojování nejrůznějších částic. Jako např. drobné skleněné částice zahřejeme na krátkou na teplotu tavení skla, vzniká pevná pórovitá hmota v důsledku natavení částic v místě jejich styku. Pórovité materiály je možno získat i jiným způsobem spojování malých částic. Pro tento účel se může použít např. vysokotlaková komprese. Jedna z často využívaných metod se zakládá na odstranění kapalné složky z různých látek. Čím je vyšší obsah kapaliny v látce, tím pórovitější látku můžeme získat. Proto je nutné pro přípravu takovýchto látek zvládnout především přípravu meziprojektu s co nejvyšším obsahem kapaliny. Tuto látku můžeme například získat smícháním jílu a vody. Přitom se vytvoří gel se strukturou podobnou „domečku z karet“, kde se v prostorech mezi „kartami“ nachází molekuly vody. Další způsob přípravy pórovitých látek je založen na selektivním rozpouštění jedné ze složek tuhé fáze (např. vápencové útvary).

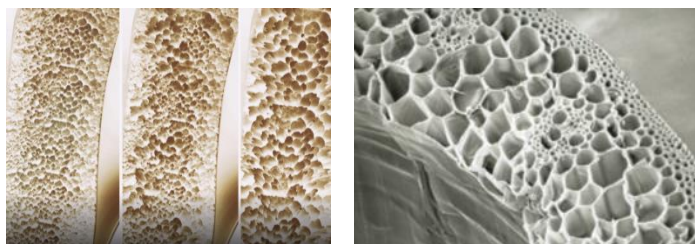
***Publikace:* Karol Jedinák, Přírodovědecká fakulta, Univerzita Komenského, Bratislava, 17.2. 2009.**

Celulární kovové systémy, označované jako kovové pěny, s jejichž výrobou a charakteristikou se tato kniha zabývá, jsou v širším slova smyslu aglomerace plynových bublin. Tyto bubliny jsou od sebe nejdříve odděleny tenkými kapalnými, později tenkými vrstvami ztuhlého kovu.

## Úvod

V současné době, se čím dál více v průmyslové praxi uplatňují lehčené kovové materiály. Zdá se být neuvěřitelné, že i tento porézní materiál lze použít pro konstrukční účely a to především proto, že je snaha používat materiály se značnou kompaktností bez pórů a mikroporozity. Je však nutné také připomenout, že příroda vytvořila porézní organické látky jako např. kosti, korály atd., které díky své celulární (buňkové) struktuře se vyznačují poměrně vysokou tuhostí.

Na obr. 1 je struktura kosti a struktura rostlinné stopky.



Obr. 1 Struktura kosti v podélném řezu a celulární struktura rostlinné stopky [12]

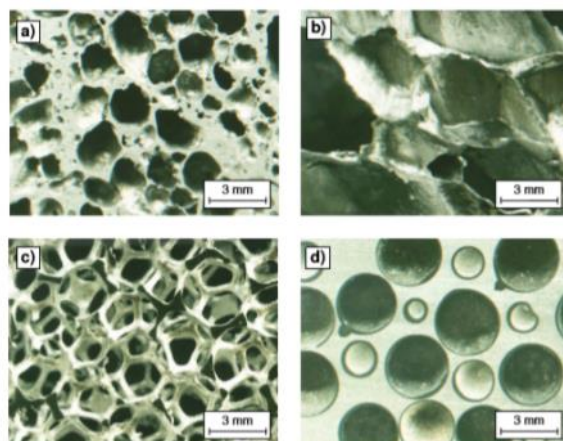
**Přírozené porézní materiály** (kosti, korály a korky) jsou synonymem silných a lehkých konstrukcí. Jedná se o skupiny materiálů s jedinečnými kombinacemi vlastností. V důsledku toho, že pěnový systém představuje nelineární stochastické rozložení materiálu v prostoru, není možné při konstruování dílů z kovových pěnových materiálů tak snad definovat jejich chování při různém namáhání. Výrobky z kovových pěn umožňují využívat dosud málo známé principy, při kterých způsob výroby součástek dovozuje vhodněji rozmístit materiál v celém objemu součástky se snahou zvětšit průřez a tím i moment setrvačnosti bez zvětšení její hmotnosti.

Dlouhou dobu již se lidstvo snaží o průmyslovou výrobu těchto materiálů. V této oblasti vědci a inženýři následovali povahu přírody a v posledních 30 letech se intenzivně zabývají vývojem a výrobou celulárních kovových systémů - porézních kovů a kovových pěn od laboratorních kuriozit až po komerční komponenty.

Na obr. 2 jsou různé typy buněčných kovových struktur (kovových pěn), které jsou vyrobeny různou technologií.

Tyto lehčené kovové struktury obsahující 75 až 95 % pórovitosti, jsou obvykle rozděleny podle vzhledu pórů do dvou odlišných skupin:

**Kovové materiály s uzavřenými póry**, jsou naplněné plynem (obvykle označované jako pěny, protože je zapotřebí pěnícího procesu, jako je např. uvedení bublin do piva). Tyto materiály mají dobrou pevnost a používají se hlavně pro strukturální aplikace (např. ve vozidlech) a také jsou vhodné jako tepelná izolace.

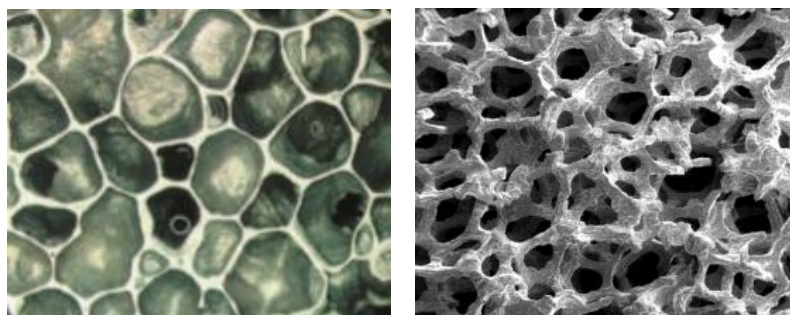


a) hliníková pěna s uzavřenými buňkami vyráběná práškovou metalurgií (název produktu: Alulight®), b) roztavený kov zavedením plynu do roztavené hliníkové pěny (název produktu: Cymat), c) metalurgická tavenina hliníková houba s otevřenými buňkami zobrazovaná procesem přesného lití (název produktu: Duocel®), d) syntaktická hořčnatá pěna vyrobená infiltrací balení keramických dutých koulí fúzní metalurgií

Obr. 2 Buněčné kovové struktury, vyrobené různými technologiemi, HARTMANN [12]

Kovové materiály s otevřenými póry, spojené buňky (jako houba, obvykle nazývané porézní kovy). Tyto materiály se používají hlavně v aplikacích, kde je využívána trvalá povaha pórovitosti (například vibrace, filtrace a katalýza při vysokých teplotách, v lékařských zařízeních) a jsou také vhodné jako zvuková izolace.

Na obr. 3 je uveden kovový materiál s uzavřenými a otevřenými póry.



Obr. 3 Kovový materiál s uzavřenými a otevřenými póry [2]

Největší uplatnění při výrobě kovových celulárních materiálů („kovových pěn“) nachází hliník a jeho slitiny. To je díky jeho poměrně nízké hustotě ( $\rho = 2700 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ), nízké teplotě tání ( $660 \text{ }^\circ\text{C}$ ), poměrně vysoké tuhosti, houževnatosti a vynikající korozní odolnosti. Tyto materiály vykazují i dobrou pohltivost nárazové energie a tlumící schopnosti, výhodná je i nehořlavost a recyklovatelnost.

Celulární kovové systémy (buněčné kovové struktury neboli kovové pěny) jsou dnes do jisté míry relativně novým druhem kovových materiálů. Vyznačují se specifickými vlastnosti a nalézají uplatnění v celé řadě různých odvětví průmyslu, např. automobilovém a dopravním průmyslu. Konkrétně se jedná především o použití pěn z hliníku a jeho slitin v deformačních zónách a nárazových prvcích silničních a kolejových vozidel. Tyto pěny se uplatňují z důvodu jejich dobré schopnosti pohlcování nárazové energie. Vzhledem k relativně vysoké obtížnosti výroby a složitosti vývoje nových celulárních kovových materiálů, je velmi důležité stanovování jejich mechanických a fyzikálních hodnot. Zpočátku hodnoty těchto veličin byly ověřovány především experimentálně. Tento přístup sice dává spolehlivé výsledky, avšak velkou nevýhodou je finanční náročnost speciálních měřících zařízení a cena zkoumaných vzorků. Postupně se vyvíjí metodika a jsou navrhovány způsoby zkoušení jejich mechanických vlastností.

Historie kovových celulárních systémů (kovových pěn), první zmínky pochází z roku 1926, [1]. Obecně se uvádí, že vznik celulárních kovových systémů pochází z konce čtyřicátých let minulého století [2], kdy Benjamin Sosnick podal patent na „Proces výroby pěny jako „Mass of Metal“. Jeho metoda využila skutečnosti, že ve slitinách obsahujících různé fáze s velmi rozdílnými teplotami tání a varu se fáze mohou roztavit a vřít nezávisle. Při tomto procesu se vícefázová slitina zahřívá, přičemž složení slitiny je zvoleno tak, aby jedna ze složek vřela, zatímco druhá se pouze roztavila. Slitina byla během zahřívání v tlakové nádobě, takže kov v plynném stavu nemohl uniknout z taveniny. Vytvoření tlakových podmínek vedlo k náhlému varu slitiny, která pak mohla být ochlazená. Tím se vytvořila pevná kovová hmota plná uzavřených pórů. Od 20. století jsou buněčné materiály konstruovány z hutných základních materiálů [5], jejich vlastnosti jsou systematicky zkoumány a je stanoveno, pro jaké technické aplikace jsou použitelné. Později se tyto buněčné materiály (cellular materials – cellular systems) začaly příznivěji označovat „pěny“ a u kovových systémů „kovové pěny“, [3]. Postupem času bylo publikováno mnoho patentů na jejich zhotovení. Tyto patenty byly zaměřeny na varianty napěňovacích procesů a dnes lze těžko vůbec posoudit, zda všechny navrhované myšlenky skutečně by fungovaly při výrobě kovových celulárních systémů. Odborníci [6] a [7] se dnes domnívají, že vznik kovových pěn (celulárních kovových systémů) pochází z čtyřicátých let minulého století. Podle BANHARTA [7] se od 50. let začala vyvíjet výroba hliníkových pěn, v Bjorksten Laboratories (BRL). Také z konce 50. let jsou zmínky o vývoji hliníkových pěn v USA, kde o 30 let později začala být jejich komercializace pod názvem kovové pěny (celulární kovy), [7].

Od konce padesátých let do sedmdesátých let bylo vytvořeno a vydáno mnoho patentů a navrženo mnoho variant výroby kovových pěn. Zda-li bylo vůbec něco publikováno vedle těchto patentů, je obtížné posoudit i dohledat.

Od konce 80. let minulého století je možno spatřovat nárůst vědeckých aktivit, které vedly k obnově některých starých technik, to lze doložit díky mnohem vyšší publikační aktivitě. V dnešní době je pozorováno, že výrobci a provozovatelé kovových pěn se snaží tuto výrobu i zdatně komercializovat.

Jak upozorňuje BANHART [3], použití jazyka v této oblasti výzkumu je často nepřesné, BANHART [4] pod pojmem „pěna“ rozumí směs plynu a pevné fáze, ve které jsou plynové bubliny navzájem izolovány, zatímco pevná matrice je nahodilá, která pochází z kapalné fáze, ve kterém jsou bublinky uspořádány volně. V současné době se výrobci pěn snaží o jejich charakteristiku, alespoň uvádí, jestli pěna má *otevřené* nebo *uzavřené* buňky.

Výzkum a vývojové práce z oblasti kovových pěn byly v minulosti prováděny především empiricky, bez podrobných znalostí základních mechanismů pěnivého procesu. Ze současných literárních podkladů a komplexních charakteristik, které jsou velmi zdařilé, provedl a publikoval BANHART [5] a [7]. Je zřejmé, že myšlenka pěnění kovů je velmi stará, ale v padesátých letech minulého století bylo navrženo několik technologií jejich výroby. Postupně od té doby docházelo k základním inovacím, které jsou dnes známé a které vedly k různorodosti způsobů zpracování, jsou neustále přezkoumávány a inovovány. Představují se nejdůležitější mezníky ve vývoji pěnivých technologií a některé pokusy o komercializaci kovových pěn. Soustavná zdokonalení metod výroby hliníkových pěn vedly k jejich nedávným průmyslovým aplikacím. Na základě dřívějšího vývoje byla navržena řada nových způsobů zpracování.

V roce 2000 byla publikována kniha „Metal Foams“ ASHBY et al. [6]. Tato kniha je pro tuto dobu základní a komplexní literaturou. Vznik této knihy byl podporován britskou radou pro vědu a výzkum při řešení ultralehkých kovových konstrukcí. Mnoho výzkumníků a skupin přispělo do této knihy (profesor B. Budiansky, profesor H. Stone, profesor R. Miller, Dr. A. Bastawros, Dr. Y. Sugimura z oddělení inženýrství a aplikované vědy, Harvardská univerzita; Dr. T. J. Lu, Dr. Anne-Marie Harte, Dr. V. Deshpande z Centra pro mikromechaniku, inženýrské oddělení Cambridge University; Dr. E. W. Andrews a Dr. L. Crews z Ministerstva materiálové vědy a inženýrství, MIT; Profesor D. Elzey, Dr. D. Sypeck a Dr. K. Dharmasena z Katedry materiálové vědy a inženýrství, UVA; Dr. John Banhart z Fraunhofer Institut Angewandte Materialsforschung, Brémy; Profesor H.P. Degisher a Dr. Brigdt Kriszt z Technické univerzity ve Vídni, Dr. Jeff Wood z Cymat Corp., Mississauga, Kanada; a Bryan Leyda z Energy Research and Generation Inc., Oakland, CA). Od té doby uplynulo mnoho času, v současné době je známo mnoho výzkumníků, kteří řeší problematiku výroby kovových celulárních systémů.

Vedle kovových pěn jsou zmíněné metody výroby kovových porézních systémů, které se zhotovují na základě drobných „jadérek“ zalévaných do taveniny. K tomuto účelu slouží například částice kuchyňské soli – NaCl, které se zalévají přímo taveninou nebo nepřímo smícháním prášku hliníku s kuchyňskou solí.

Dnes existuje celá řada metod výroby celulárních kovových materiálů (systému), které mají různá obchodní označení a vyvinuly je různé výrobní nebo výzkumné firmy. Jako např.: Alporas, Cymat, Hydro/alco, Formgrip, Foamcarp, Foamcast, Alulight /Foaminal, Gasar, Duocel atd.

O rozdělení obecně označovaných kovových celulárních materiálů se pokusil BANHART [3], [4], a GARCIA-MORENO [10]. Provedli rozdělení metod výroby kovových pěn, které vychází ze dvou, již uváděných, základních skupin (pěny s uzavřenými nebo otevřenými buňkami), viz obr. 4.



Obr. 4 Rozdělení kovových celulárních materiálů (kovových pěn) podle GARCIA-MORENA [10]

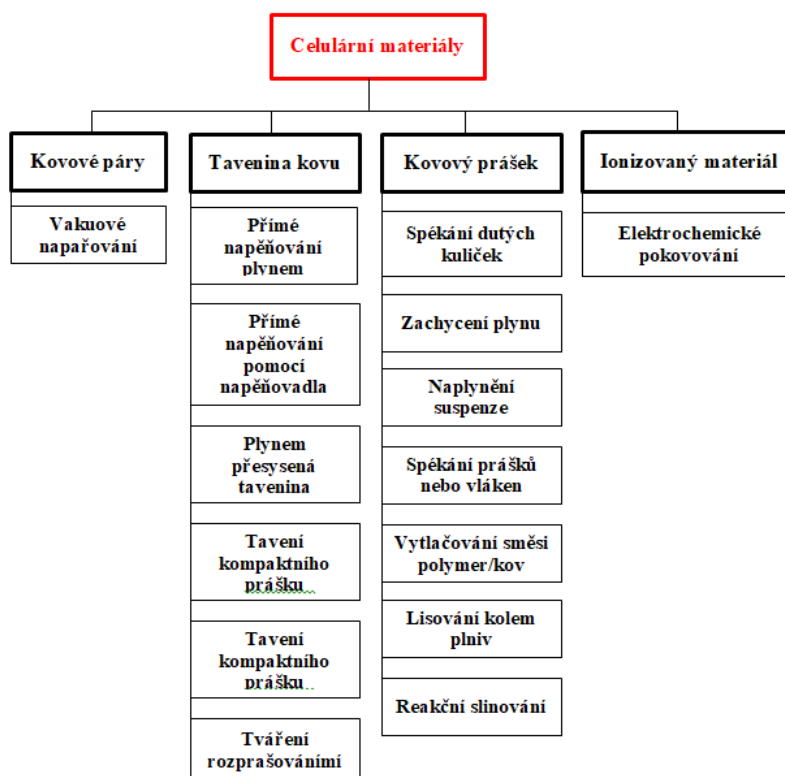
Jak uvádí GERLY a CLYNE [11], v současné době existují dva základní způsoby výroba hliníkových pěn s uzavřenými buňkami na základě taveniny hliníku. Jeden proces byl vyvinut v Japonsku (US patent 4713277), který zahrnuje přidání, resp. vmíchávání vápníku do roztaveného hliníku. Tím se vytváří dispergované pevné částice vápníku v tavenině hliníku, které mají za úkol zvýšení viskozity taveniny. V dalším kroku se provádí napěňovací proces. Tím se do taveniny hliníku přidává napěňovací činidlo (např. prášek  $TiH_2$ , jehož tepelný rozklad vytváří plyn pro napěňování taveniny). Druhý proces byl patentován společností Alcan (US patent 5112697). Principem této metody je probublávání taveniny hliníku plynem, obvykle vzduchem. Tavenina hliníku musí obsahovat částice karbidu křemíku, které ovlivňují zachování napěněných buněk taveniny, stoupajících na povrch taveniny. U této metody je napěněná tavenina přiváděna na pohyblivý pás, kde probíhá její tuhnutí. Výroba hliníkové pěny firmou Hydro Aluminium, Norsko, je založena na podobném procesu výroby. Alternativním způsobem výroby hliníkových pěn s uzavřenými buňkami je dán na základě práškové metalurgie, viz dále. Charakteristika výrobních metod celulárních systémů podle BANHARTA [4] je na obr. 5.

**Kovové páry** - principem při výrobě kovových pěn z kovových par (nebo plynných sloučenin kovů) je kondenzace ve vakuu vytvořené páry na „modelu“ - polymerní pění. Kondenzující kov pokrývá povrch polymerního modelu a vytváří vrstvu určité tloušťky, závislé na měrné hmotnosti páry a době jejího působení. Následně se polymer odstraní tepelným nebo chemickým zpracováním [4].

**Kovový prášek** - při tomto procesu zůstává prášek během celého výrobního procesu v tuhé fázi a je zpracováván pouze spékáním nebo jinými operacemi. Tento fakt je rozhodující pro výslednou morfologii výsledné vnitřní buňkové struktury. Při výrobě pěny z tekuté fáze vznikají pod vlivem povrchového napětí převážně uzavřené póry, naopak pěny vyrobené spékáním kovových prášků mají strukturu s relativně kulatými póry, které jsou oddělené tenkými stěnami ztuhlé taveniny. V současné době je

spékání kovových vláken či prášků nejjednodušším způsobem výroby porézních kovů a je hojně využíván v práškové metalurgii [4].

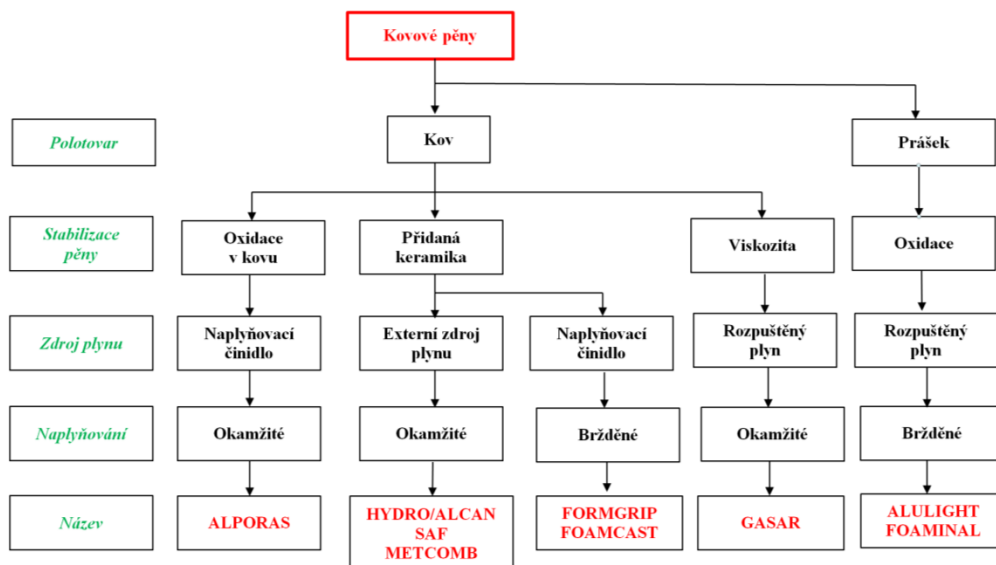
**Ionizovaný kov** - materiál kovové pěny je při tomto procesu vytvořen elektrickým pokovením polymerní pěny s otevřenými póry. Aby mohlo dojít k pokovení, je nutné, aby byla polymerní pěna elektricky vodivá. Toho je dosaženo ponořením polymerní pěny do elektricky vodivého roztoku na bázi grafitu nebo sazí. Konečnou operací je žíhání, kdy je polymerní pěna odstraněna [4].



Obr. 5 Charakteristika výrobních metod celulárních materiálů podle BANHARTA [4]

**Tekutý kov** - jednou z možností výroby porézního materiálu z tekuté fáze je přímé napěnění taveniny plynem či napěňovačem. Možné je rovněž použití slévárenských metod, např. technologie s využitím odpařitelného jednorázového modelu nebo infiltrace tekutého kovu do dutiny formy vyplněné pevným materiálem definovaného tvaru a geometrie (prekurzoru, preformy), který je po ztuhnutí kovu odstraněn a zanechá póry ve struktuře materiálu. Další možností výroby je natavení práškových výlisků obsahujících napěňovač, které při rozkladu uvolňuje plyn [4]. Na obr. 6 je přehled kovových pěn, resp. kovových celulárních systémů.





Obr. 6 Přehled celulárních systémů, resp. kovových pěn podle [3] a doplněných podle současnosti

Na vývoji hliníkových pěn se dlouhodobě podílí „Slovenská škola“, výzkumné pracoviště – kolektiv pracovníků Ústavu materiálů a mechaniky strojů Slovenské akademie věd v Bratislavě. Od roku 1993 na tomto vývoji pracuje František Šimančík, vytvořil metodiku pro navrhování a výrobu zpevněných hliníkových pěn vyrobených na základě pěnění práškových systémů. Vyztužení pěny výrazně snižuje její citlivost na tahová napětí a prakticky eliminuje její náhlé selhání v případě přetížení tahem. To umožňuje použití hliníkové pěny jako nosné součásti v různých konstrukčních aplikacích.

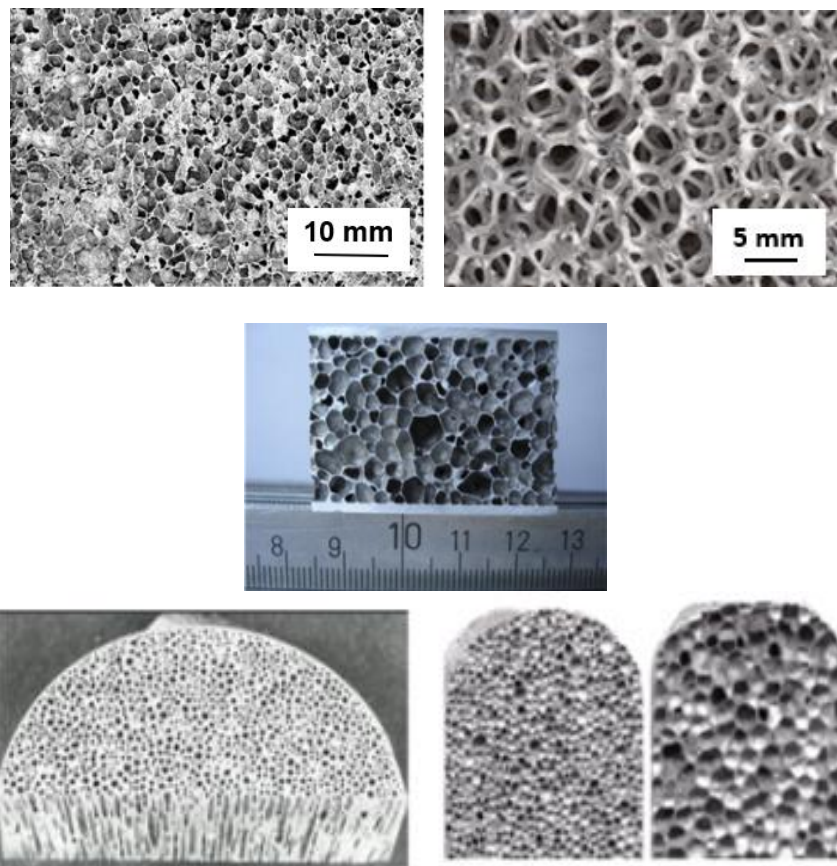
Byly využity odborné znalosti Jaroslava Jerze, který v roce 1995 vystudoval doktorát na Technické univerzitě ve Vídni. Obhájil doktorskou práci na téma: „Naplyňování hliníku a hliníkových slitin zhotovením práškovou metalurgií“. V současné době je toto pracoviště světově uznávanou institucí pro výrobu hliníkových pěn. K tomu přispěli i jejich další pracovníci.

Pracovníci VŠB TU Ostrava neřeší výrobu hliníkových pěn klasickými (naplyňovacími) napěňovacími metodami, ale zaměřili se na slévárenské metody, které vedou spíše k výrobě porézních materiálů. Používanou slévárenskou metodu označují tuto technologii za výroby litých kovových pěn s nepravidelným uspořádáním vnitřních buněk. Výroba těchto porézních materiálů je založena na výrobě prekurzorů. Na tomto vývoji se podíleli Petr Lichý, Tomáš Elbel, Vlasta Bednářová, Ivana Kroupová a další.

V současné době se výrobou hliníkových pěn také zabývají pracovníci FS ČVUT v Praze, především Aleš Herman. Na světě je více než 500 pracovníků, kteří průběžně publikují výsledky své výzkumné činnosti zaměřené na problematiku výroby a vlastností celulárních kovových systémů, resp. hliníkových pěn.

# 1. CHARAKTERISTIKA CELULÁRNÍCH KOVOVÝCH SYSTÉMŮ A JEJICH VÝROBA

**Celulární (buněčné) kovové soustavy** se často nazývají "porézní kovy (kovové pěny)". Mohou vykazovat různé jedinečné fyzikální vlastnosti, jako je nízká zdánlivá objemová hmotnost, vysoká absorpce nárazové energie, nízká tepelná vodivost, vysoká propustnost pro plyn a vysokou specifickou tuhost, [1]. Tyto materiály mohou být potenciálně použity v mnoha oblastech, mezi něž patří lehké konstrukce, tlumení, absorpce rázů, tepelná izolace, podpora katalyzátoru a biomedicínské implantáty. Struktura celulárních kovových systémů – kovových „pěn“ je patrná z obr. 1.1.



Obr. 1.1 Struktura celulárních kovových systémů – kovových „pěn“ [1],[2]

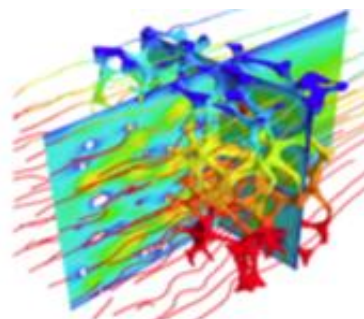
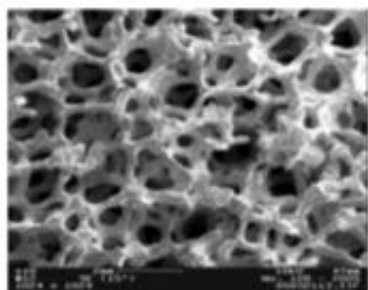
Jak je ze vzhledu lehčených kovových celulárních systémů zřejmé, pro jejich výrobu, resp. „napěnění“ taveniny je třeba vhodný plyn nebo vhodná plynná látka, resp. látka, která se zahříváním přechází v plynnou složku. Mezi vhodné látky se např. řadí hydrid titanu. Hydrid titanu ( $\text{TiH}_2$ ) se používá jako pěnivý prostředek při výrobě kovových „pěn“, jako jsou pěny ze slitin hliníku a zinku.

V tabulce 1-1 jsou uvedeny základní metody výroby kovových „pěn“ a jsou uvedeni jejich současní výrobci a názvy registrovaných ochranných známek jsou uvedeny v závorce.

V současné době, díky metalografickým metodám, je možno metalograficky velmi dobře hodnotit buňky celulárních kovových systémů, viz obr. 1.2 (vlevo). V současné době existují i simulační programy, např. CFD – Computational Fluid Dynamics (numerická simulace) vytvořená numerická simulace průtoku tekutiny nebo přenosu tepla v kovovém celulárním systému s otevřenými buňkami, viz obr. 1.2 (vpravo).

Tabulka 1-1 Přehled základních metod výroby hliníkových „pěn“

<b>Přímé napěňování</b>	<b>Nepřímé napěňování</b>
<b><i>Technologický postup</i></b>	<b><i>Technologický postup</i></b>
Tavení slitiny	Příprava pěny prekurzorem
Příprava slitiny napěňováním	Natavení prekursoru nebo prekursorů
Vytvoření plynových bublin	Vytvoření celého napěněného systému
Shromažďování pěny	Tuhnutí pěny
Tuhnutí pěny	
<b><i>Vyrobené produkty</i></b>	<b><i>Vyrobené produkty</i></b>
Cymat, Kanada (SAF)	Alm, Germany (AFS)
Foamtech, Korea (Lason)	Alulitgh, Austria (Aluligth)
Hütte Klainreichenbach (HKB)	Gleich – IWE, Germany
Austria (Metcomb)	Schunk, Germany
Shinko-Wire, Japan (Alporas) distributor: Gleich, Germany	



Obr. 1.2 Celulární kovová struktura (vlevo), výsledky simulace přenosu tepla a průtoku pomocí softwaru CFD na 3D geometrii pěny s otevřenými buňkami (vpravo), [62]

Studium kovových celulárních systémů (kovových pěn) se stalo atraktivním pro výzkumné pracovníky, kteří mají zájem o vědecké i průmyslové aplikace [1]. V tomto příspěvku jsou uvedeny a diskutovány různé způsoby výroby těchto pěn. Některé techniky vycházejí ze speciálně připravených roztavených kovů s úpravou jejich viskozity. Takovéto taveniny mohou být zpěňovány vstřikováním plynů nebo přidáním nadouvaděl uvolňujících plyn, které při rozkladu *in situ* způsobují tvorbu bublin. Další metodou je příprava přesycených systémů kov-plyn pod vysokým tlakem a zahájení tvorby bublin pomocí regulace tlaku a teploty. Nakonec mohou být vyrobeny kovové

pěny mícháním kovových prášků s nadouvadlem, zhutněním směsi a následným pěněním kompaktním tavením. Různé způsoby pěnění, mechanismy stabilizující pěnu a některé známé problémy s různými metodami jsou popsány v této knize. Kromě toho jsou uvedeny některé možné aplikace kovových pěn, které jsou známé díky svým zajímavým kombinacím fyzikálních a mechanických vlastností, jako je vysoká tuhost ve spojení s velmi nízkou specifickou hmotností nebo vysokou pevností v tlaku spolu s dobrou absorpční charakteristikou energie. Ačkoliv se zájem o tyto materiály zvyšuje, avšak existují určité nedostatky v charakteristice výrazu "kovová pěna". Tento výraz se často používá obecně i k popisu materiálů, které nejsou pěny v nejpřísnějším slova smyslu. Právě BANHART [1] upozorňuje na správnost interpretace názvu „kovové pěny“. Podle BANHARTA [1] je třeba rozlišovat:

**Buněčné kovové systémy** (*cellular metals*): nejobecnější termín, odkazující na kovové tělo, ve kterém jsou rozptýleny jakékoliv plynné dutiny. Kovová fáze dělí prostor do uzavřených buněk, které obsahují plynnou fázi.

**Porézní kovové systémy - porézní pěny** (*porous metals*): speciální typ buněčného kovu omezený na určitý typ dutin. Póry jsou obvykle kulaté a izolované od sebe.

**(Pevné) kovové celulární systémy** (*solid metal foams*) zvláštní třída buněčných kovů, která pochází z kapalných kovových pěn, a proto mají omezenou morfologii. Buňky jsou uzavřené, kulaté nebo polyedrální a jsou od sebe odděleny tenkými vrstvami.

**Kovové houby** (*metal sponges*): morfologie buněčného kovu, obvykle s propojenými dutinami.

Obecně však všechny tyto systémy bývají v technické literatuře bez bližšího označení uváděny pod souhrnným označením *kovové pěny*.

Výroba buněčných kovů v nejméně obecném smyslu, jak je popsáno v publikovaných pracích [2], nemusí vždy zahrnovat metody pěnění. Polymerní pěna se nejprve otevře speciální úpravou a poté se replikuje, čímž se získá kovová struktura. Replikace se může provádět pokovením kovovými párami, galvanickým pokovením nebo litím. Výsledkem je struktura s otevřenou porózitou spíše než pěnou. Napěňovací proces nemá nic společného s kovovým stavem, protože pouze byl zpěněný polymerní prekurzor. Jako šablony pro vytváření buněčných materiálů mohou být použity jiné struktury: volné nebo slinuté části anorganické nebo organické granulované hmoty, duté koule nebo dokonce i pravidelné polymerní struktury. Na obr. 5 a obr. 6 je přehled metod, které jsou k dispozici pro výrobu kovových pěn [3], [4].

#### *Významné faktory výroby kovových celulárních systémů*

Jedním z významných faktorů pro výrobu kovových celulárních systémů je to, zda se používá:

- roztavený kov;
- kovový prášek (i když skutečné pěnění probíhá vždy v kapalném stavu).

Druhým rozdílem je *zdroj plynu*, který se podílí na vytvoření pěny neboli „poréznosti“ kovového systému. Typy zdrojů plynů jsou:

- externí zdroj plynu,

- zdroj plynu může být v podobě napěňovacího činidla (nadouvadla), které je může být rozloženo v tzv. „in-situ“ (v určitých místech).
- nebo se nepoužívá rozpuštěný plyn [1].

Třetím faktorem je způsob pění, které může být okamžité (to znamená, že přidávání plynu vede k okamžitému pění) nebo je vytvořen meziproduct, který může být zpěňován v pozdějším stadiu (zpožděné pění).

Čtvrtým významným faktorem je mechanismus stabilizace pěny, který je odlišný pro různé metody. Některé metody dostaly obchodní název, jiné charakterizují „pěnu“. Z tabulky 1-2 je patrné, že existuje cca 5 základních typů výroby „kovových pěn“.

Tabulka 1-2 Schéma metod výroby kovových buněčných systémů, neboli kovových pěn, překresleno podle [1]

<i>Výroba celulárních kovových materiálů</i>					
<b>Výchozí látka (prekursor)</b>	<b>Tavenina příslušného kovu</b>				<b>Kovový prášek</b>
<b>Naplyňovací (naplyňovací) činidlo</b>	<b>Přimíchávání napěňovadla do taveniny</b>	<b>Vstřikování plynu do taveniny</b>	<b>Vstřikování taveniny a prášku na zplynění do formy</b>	<b>Vodík v tavenině</b>	<b>Naplyňovadlo ve formě prášku</b>
<b>Stabilizace napění</b>	Oxidace v tavenině	Přídavek keramiky		Vlastní viskozita	Zbytkové oxidy
<b>Zdroj plynu</b>	Naplyňující činidlo	Externí zdroj plynu	Naplyňující činidlo	Rozpuštěný plyn	Naplyňující činidlo
<b>Proces naplyňování</b>	Okamžitý	Okamžitý	Zpožděný	Okamžitý	Zpožděný
<b>Obchodní název</b>	<b>Alporas</b>	<b>Hydro/Alcan</b>	<b>Formgrip Foamcast</b>	<b>Gasar</b>	<b>Foaminal/ Alulight</b>
<b>Výrobci</b>	<i>Shinco Wire, Japonsko</i>	<i>Cymat Aluminium, Kanada Metcomb, LKR Kleinreinchenbach, Rakousko</i>		<i>Ukrajina</i>	<i>MEPURA patent, Alulight Rakousko IFAM, Fraunhofer Institut, Brémy, Německo</i>

V odborné literatuře je rozdělení výroby „kovových pěn“ dosti nepřehledné, k tomu přispívá i překlad názvů z anglické literatury. Lze tedy provést následující jednoduché rozdělení, podle BANRARTA [1] a doplněné rozdělením RAJAKA [13]:

*Základem výroby pěn je tavenina*

- 1) Metody vstřikování plynu do taveniny

- 1.1 Metoda Hydro/Alcan (firma Cymat)
- 1.2 Metoda Metcomb
- 2) Při míchávání naplyňovadla (napěňovadla) do taveniny
  - 2.1 Metoda Alporas (Shinco Wire Company, Japonsko)
  - 2.2 Metoda Gasar (Gascar), zpracování v autoklávu.

*Základem výroby pěn je prášek kovu (metoda práškové metalurgie)*

- 3) Výroba pěn z vylisovaných prášků směsí kovu a pěnidla
  - 1.1 Lisováním práškových směsí a následným spěňováním ve formě v peci za tepla (obchodní názvy pěn Alulight, ASF a ALM, IFAM technologie);
  - 1.2 Nízkotlaké odlévání
  - 1.3 Válcování plechu do polotovaru
- 4) Přesycení taveniny plynu
- 5) Výroba pěn pomocí polymerové šablony

Jak je z výše uvedeného přehledu zřejmé, existuje celkově větší množství metod výroby „kovových pěn“, avšak s tabulkou 1-2 korespondují kapitoly 1), 2). Jedna z nejpoužívanějších metod podle BANHARTA [1] je na obr. 1.3.b).

## **1.1 Metody výroby celulárních systémů přímým naplyňováním taveniny [1], [2], [13]**

### **1.1.1 Napěňování taveniny přívodem plynu do taveniny z externího zdroje, metoda HYDRO/ALCAN, CYMAT**

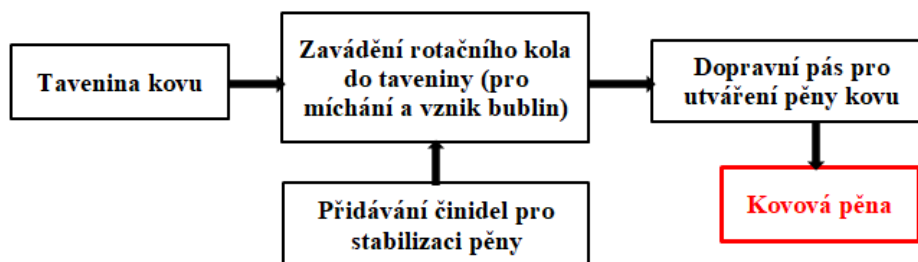
Tento způsob výroby „kovových pěn“ je založen na výchozí látce, kterou je tavenina příslušného kovu spolu se stabilizačním činidlem. Stabilizátorem, neboli stabilizačním činidlem bývá určitá keramická látka, např. SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, atd. Používá se externí zdroj plynu, plyn se vhání do taveniny a proces naplyňování probíhá okamžitě. K vytvoření bublin v tekutém hliníku lze použít různé plyny. Nejčastěji se používá vzduch, dále oxid uhličitý, kyslík, inertní plyny. Dokonce je možno také při určitých podmínkách do tekutého hliníku vstříkovat vodu, která je zdrojem vzniku bublin.

Jen za určitých podmínek mohou být kovové taveniny napěňovány vytvořením plynových bublin přímo v tavenině. Plynové bubliny, vytvořené v kovové tavenině, rychle vyplouvají na povrch taveniny díky velkým vztlakovým silám vznikajícím v taveninách kovů. Protože taveniny kovů proti vodě vykazují velkou hustotu. Proto je velké nebezpečí, že se bubliny plynu dostanou mimo taveninu. Tím by byl proces naplyňování znehodnocen. Proto se musí přidávat do taveniny tzv. stabilizační činidlo, které ovlivňuje podmínky pro zachování napěněné taveniny na rozhraní tavenina – okolí. Obecně se na stabilizační činidla nahlíží jako na látky, které upravují, resp. zvyšují viskozitu taveniny. Avšak BANHART, ústní sdělení 22.2 1918, nepovažuje vliv činidla, že by ovlivňovalo viskozitu, i když se to tak jeví. A také literárně prezentuje. Považuje tuto vlastnost za něco jiného, než je zvýšení viskozity taveniny.

Protagonisté tohoto způsobu výroby kovových pěn konstatují, že pro nežádoucí únik bublin plynu mimo taveninu (bez efektu jejího požadovaného napěnění) slouží



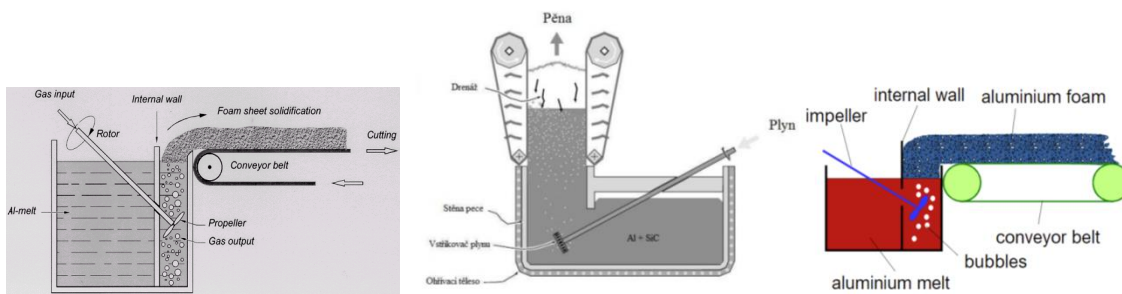
zvýšení „viskozity“ roztaveného kovu. Obecně tyto látky, které ovlivňují „viskozitu“ se do taveniny přidávají jako jemné keramické prášky nebo legující prvky nebo jiné prostředky, které přispívají k vytvoření stabilizující vlastnosti taveniny při jejich napěňování. Kovové taveniny mohou být zpěňovány jedním ze tří způsobů: vstříkáním plynu do tekutého kovu z vnějšího zdroje, dále působením *in situ* tvorby plynu v tavenině smícháním naplyňovacích (napěňovacích nebo-li nadouvacích) činidel uvolňujících plyn do roztaveného kovu nebo působením plynu, který byl dříve rozpuštěn v kapalině. Na obr. 1.3a) je blokové schéma procesu Alcan (Hydro/Alcan) a na obr. 1.3b) je schéma obrázkové.

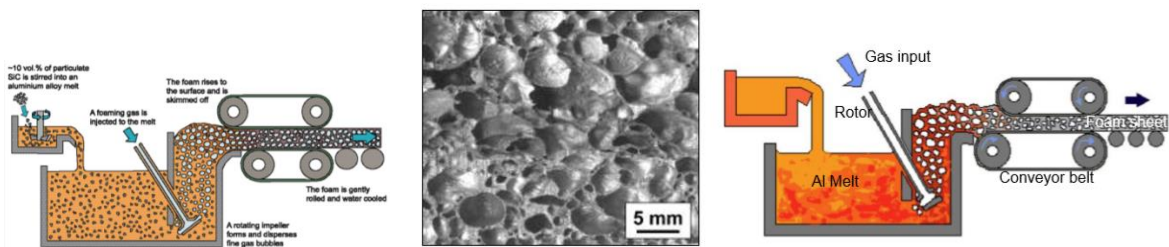


Obr. 1.3 a) Blokové schéma procesu Alcan (Hydro/Alcan)+ činidlem pro stabilizaci pěny je např.  $Al_2O_3$  [13]

Tento způsob pění hliníku a slitin hliníku využívá společnost Hydro Aluminium v Norsku a společnost *Cymat Aluminium Corporation* v Kanadě, [3], [4]. Při tomto postupu výroby „kovové pěny“ (viz obr. 1.3a) a obr. 1.3 b), se používá karbid křemíku, oxid hlinitý nebo oxid hořečnatý. Částice těchto chemických sloučenin se používají, jak se obecně - ale nesprávně užívá podle BANHARTA [1] ke zvýšení „viskozity“ taveniny. Proto první krok zahrnuje přípravu hliníkové taveniny obsahující jednu z těchto látek, což z ní činí kovový matricový kompozit (Metal Matrix Composite - MMC). Tento první krok údajně vyžaduje sofistikovanou techniku pro míchání, aby došlo k zajištění rovnoměrného rozdělení částic. Pro přípravu taveniny lze použít různé typy slitin hliníku.

Tavenina se napěňuje v druhém kroku vstříkáním plynů (vzduchu, dusíku, argonu) do ní pomocí speciálně navržených rotačních oběžných míchadel nebo s použitím vibračních trysek.





*Al melt - tavenina Al; rotor – rotor; Gas input – přívod plynu; Propeller – vrtule; Gas out – výstup plynu; Conveyour belt – pásový dopravník; internal – wall – vnitřní stěna; foam sheet solidification – tuhnutí pěnovité folie; impeller – oběžné kolo; aluminium melt – tavenina Al; bubbles – bubliny; aluminium foam – hliníková pěna.*

*Obr. 1.3b) Metoda výroby celulárních systémů - napěňování taveniny vstřikováním plynu (Hydro/Alcan), Foaming of Melts by Gas Injection (Hydro/Alcan) [2], struktura slitiny AlSi9 s použitím přímého napěňování taveniny plynem (dole, uprostřed), CURRAN, IBRAHIM [18], [28]*

Ty vytvářejí v tavenině velmi jemné plynové bubliny a rovnoměrně je rozdělují. Výsledná viskózní směs bublinek a kovové taveniny se vznáší až k jejímu povrchu. Nad povrchem taveniny je pěna v tekutém stavu. Jak se dostává např. na pásový dopravník, její teplota klesá a mění se v tuhý napěněný materiál. Díky keramickým částicím, které se přidávají do taveniny, je jak pěna v kapalném stavu poměrně stabilní a tuto stabilitu získává i tuhnoucí pěna, která může být vytlačena z povrchu taveniny (například dopravníkem) a potom následně tuhne a chladne. V tomto případě je typická tloušťka ztuhlé pěny cca 10 cm. Objemový podíl „vytuzujících“, tj. keramických částic se pohybuje v rozmezí od 10 % do 20 obj. %, se střední velikostí částic od 5  $\mu\text{m}$  do 20  $\mu\text{m}$ . Výběr velikosti a obsahu částic je nejčastěji proveden na základě zkušeností. Doporučená velikost částic a jejich obsah je patrný z obr. 1.4. Hustoty hliníkových pěn vyrobených tímto způsobem se pohybují od 0,069  $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$  do 0,54  $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ , průměrné velikosti pórů od 25  $\mu\text{m}$  do 3 mm a tloušťky stěn od 50  $\mu\text{m}$  do 85  $\mu\text{m}$ , [6]. Průměrná velikost buněk je nepřímo souvislá, jak s průměrnou tloušťkou stěny a objemovou hmotností a může být ovlivněna nastavením průtoku plynu, rychlostí oběžného kola, frekvence kmitání trysek a vlivem dalších parametrů. Na obr. 1.5a) je ukázka pěny vyrobené dle této technologie.

Cymat® Kanadská firma Cymat Corporation, která získala patenty od společností Alcan a Norsk Hydro, a současně vytvořila paralelní patenty vytvořenými společností Norsk Hydro, vyrábí napěněný hliník metodou přiváděním plynu do taveniny z externího zdroje. Pro výrobu hliníkové pěny ve firmě CYMAT je důležitá návaznost jednotlivých technologických kroků, což jsou tyto dílčí operace:

- 1) Tavení a metalurgická příprava taveniny, která obsahuje keramické částice (příprava Metal Matric Composite – MMC);
- 2) Přivádění plynu, resp. vzduchu do taveniny MMC;
- 3) Vytváření naplyněné taveniny;
- 4) Tuhnutí naplyněné taveniny.



**Tavení a metalurgická příprava taveniny** - k tomuto účelu je používána slitina hliníku typu Al-Si. Do taveniny této slitiny jsou přidávány keramické částice, které zabraňují nadměrné tekutosti slitiny hliníku, resp. zvyšují její viskozitu a současně se označují také jako stabilizační činidla pro stabilizaci vzduchových bublin, resp. pro tvorbu hliníkové pěny. Za keramické částice je možno považovat částice, resp. prášky karbidu křemíku (SiC), oxidu hořečnatého (MgO), oxidu hlinitého (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), diboridu titanu (TiB<sub>2</sub>) oxidu zirkoničitého (ZrO<sub>2</sub>), nitridu křemíku (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>). Mohou být použity i další vhodné pevné materiály, které vykazují podobný stabilizační účinek. Keramických částic se nejčastěji používá 10 až 20 objemových %, jejich množství nesmí přesáhnout v tavenině hliníku 25 objemových procent. Velikost keramických částic musí být v rozmezí od 0,5 μm do 25 μm, doporučuje se však rozmezí od 1 μm do 20 μm. V praxi jsou uplatňované spíše protáhlé částice s poměrem 2:1. Přidání částic do taveniny slitiny hliníku a jejich důkladné rozmíchání v celém objemu taveniny se vytváří kompozitní materiál – Metal Matrix Composite – MMC. Předpokládá se, že keramické částice napomáhají stabilitě pěny pomocí následujících mechanismů:

- zvyšují viskozitu taveniny hliníku;
- zpomalují tok taveniny skrz buněčné stěny a pomáhají udržovat stabilní strukturu pěny;
- podporují silové podmínky, odpudivá síla pomáhá udržovat tloušťku buněčné stěny mezi dvěma sousedními plynovými buňkami;
- snižují odtok taveniny, který se projevuje vlivem gravitační síly kolem plynové bubliny.

Autoři [63] doporučují keramické částice na bázi SiC. Ještě před jejich použitím je doporučují tepelně zpracovat. Tepelné zpracování se zakládá na jejich ohřevu nejdříve na teplotu 950 °C po dobu 1 hodiny, následně na teplotu 650 °C po dobu 2 hodin. Takto tepelně zpracovaný SiC se doporučuje pro napěňovací proces. V množství 10 až 20 obj. % vmíchat do taveniny o teplotě 650 až 680 °C rotačním míchadlem s otáčkami cca 14 00 ot/min po dobu 5 až 15 minut. Přitom se tavenina s keramickými částicemi (tavenina MMC - Metal Matrix Composite) postupně zahřívá, až dosáhne teploty 730 °C. Tato teplota taveniny je potřebná pro její napěňovací proces. Pak se takto zahřátá a rozmíchaná tavenina nalévá do naplyňovacího kelímku (napěňovacího zařízení, resp. napěňovací pece). Pomůcky, jako např. naběračka, pánev musí být vyrobeny ze žáruvzdorného materiálu, autoři [63] použili k výrobě naběračky nízkouhlikovou ocel, jejíž povrch byl chráněn zirkonovým povlakem.

**Přivádění plynu do taveniny** – na to jsou specifické konstrukce, od rotačního kola až po speciální kmitající soustavu trysek, což prezentuje např. firma ARC Leichtmetallkompetenzzentrum Rainshofen GmbH. Autoři [63] použili trysku k dmýchání vzduchu do taveniny. Plyn se do taveniny přivádí z externího zdroje. Tímto plynem může být vzduch, vzduch obohacený kyslíkem, dusík, argon, atd.

**Napěňování taveniny z externího zdroje** - součástí napěňovacího zařízení je pec krabicového typu, která je vyhřívána odporovým teplem. Konstrukčně je řešena tak, že do dna napěňovacího kelímku je vytvořen přívod plynu do taveniny pomocí trysky. Je

možno použít poměrně vysoký kelímek válcového tvaru (výzkumníci [64] použili kelímek komolého kužele  $\varnothing$  170 mm,  $\varnothing$  140 mm a výšky 350 mm, objem napěňované taveniny byl 1100 ml). Do taveniny hliníkové slitiny s částicemi příslušné keramiky (určitého množství) byl vháněn stlačený vzduch tryskou. Množství vzduchu bylo sledováno měřícím zařízením. Autoři [63] použili vzduch, jehož množství bylo 2 až 4 l / min, při tlaku 0,2 MPa (pro napěnění použili částice SiC, cca 5 $\mu$ m, o množství 5, 10, 15 a 20 obj. %). Dosažené výsledky ukázaly, že pro úspěšné napěňování taveniny je důležitý typ plynu (často je vázán na typ keramických částic), pak tlak nebo množství přiváděného plynu. To bývá 1-3 l / min, tlak bývá 0,1 MPa, 0,2 MPa, pro množství 4 l/min tlak 0,3 MPa. Doba naplyňování a hodnoty tlaku nebývají v literatuře často uváděny. Teplota napěňované taveniny bývá 725 až 760 °C.

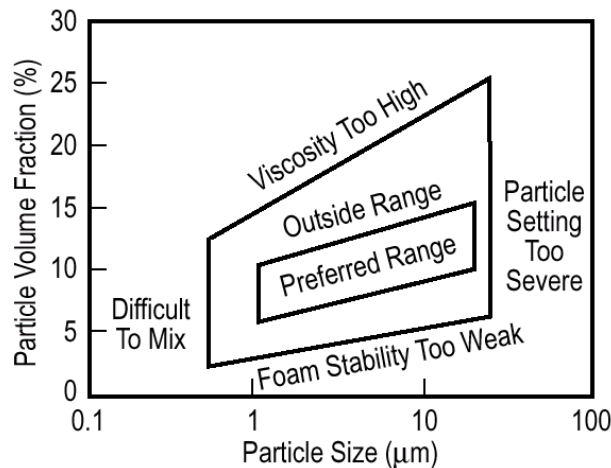
Jakmile je surový MMC roztaven, je poté přenesen do pěnícího zařízení, kde je plyn vstříkován do taveniny a dispergován pomocí rotujících oběžných kol nebo vibračních trysek. Bubliny stoupají na povrch a výsledná odlitá směs kovové pěny stoupá ven z pěnícího zařízení v důsledku jeho hustoty vzhledem k hustotě roztaveného MMC.

Při výrobě kovové pěny je pěna současně odtahována z povrchu napěňované taveniny, například pomocí dopravníkového pásu. Zatímco se odtahuje napěňovaná tavenina dopravníkem, postupně dochází k jejímu chladnutí za vzniku tuhé porézní kovové struktury.

**Tuhnutí tekuté pěny** probíhá za specifických podmínek, které jsou dány stykem tekuté pěny s okolím.

Firma CYMAT vyrábí desky, které tuhnou na vzduchu. Dále může pěna tuhnout ve slévárenské formě, v napěňovacím kelímku po ukončení napěňovacího procesu. Produkty z hliníkové pěna vyráběné firmou CYMAT jsou na trhu označovány SAF – Stabilized Aluminium Foam. Tato metoda je znázorněna na obr. 1.5b). Stabilizovaná hliníková pěna odlévaná společností Cymat Technologies. Musí obsahovat méně než 25 % stabilizačních částic obj. MMC. Ačkoli se jedná o kontroverzní téma, je všeobecně přijímáno, že přítomnost pevných částic napomáhá „stabilizaci“ bublin. Předpokládá se, že částice napomáhají stabilitě pěny. O rovnoměrné rozložení jemných bublinek plynu v tavenině se stará rotační nebo vibrační čerpadlo. Přítomnost částic v pění pomáhá bránit toku roztaveného kovu ve směru gravitace a také brání zborcení buněčných stěn a tím se v nich udržuje tavenina kovu. Výhodami procesu přímého pění (napěňování) je schopnost nepřetržité výroby velkého objemu pěny s nízkou její měrnou hmotností, které lze dosáhnout. MMC pěny jsou proto pravděpodobně levnější než jiné buněčné kovové materiály. Možná nevýhoda procesu přímého pění je případná nutnost řezání pěny a tím dochází k otevření buněk.

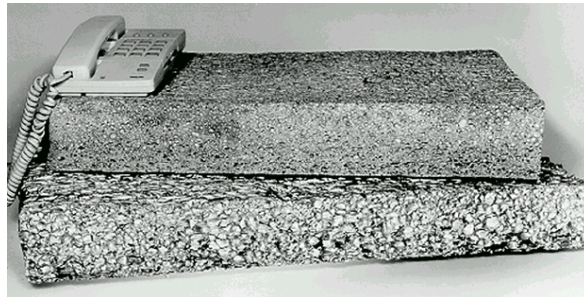
Napěňovaná, čistá kovová tavenina, která neobsahuje aditiva, využívající vhánění inertního plynu do taveniny, může být prostředkem k vyloučení některých nežádoucích vedlejších účinků stabilizujících přísad v kovových taveninách, např. křehkost, [2].



*Particle Volume Fraction – objemový zlomek částic; Particle size – velikost částic; difficult to mix – obtížné míchání; particle setting too severe – velký rozměr částic; preferred range – vyhovující velikost; outside range – mimo rozsah; foam stability too weak – příliš slabá stabilita pěny; viskozity too high – příliš vysoká viskozita*

*Obr. 1.4 Objemový obsah částic v souvislosti s velikostí částic [1]*

K udržení nízké viskozity musí proces napěňování taveniny probíhat při teplotách velmi blízko bodu tání. Toho lze dosáhnout probubláváním plynu skrz taveninu, která se neustále ochlazuje, např. v procesu kontinuálního lití. Bubliny se pak zachycují v tuhnoucí tavenině a tvoří napěněnou strukturu. V kapalném stavu jsou takové systémy velmi nestálé ve srovnání s kovy stabilizovanými částicemi, které mohou po určitou dobu zůstat tekuté.



*Obr. 1.5a) Celulární kovový systém vyrobený přímým napěněním tavenin vstříkáním plynu, deska může dosáhnout tloušťku až 100 mm), výrobce Hydro-Aluminium, Norway, BANHART [1]*

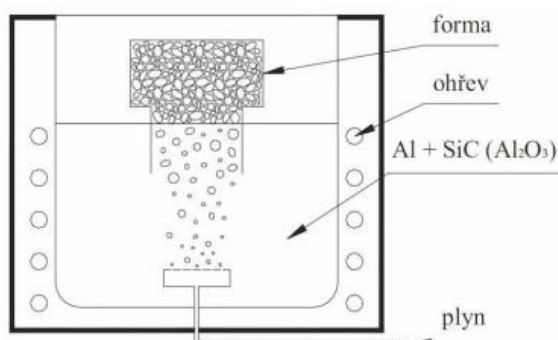


*Obr. 1.5b) Dopravní pás linky kontinuální výroby hliníkové pěny firmou CYMAT [1]*

### 1.1.2 Napěňování taveniny přívodem plynu do taveniny z externího zdroje, metoda METCOMB

Metodu výroby hliníkových pěn pod obchodním označením *METCOMB* zavedli v roce 2000 pracovníci rakouské firmy LKR (Leichtmetall-Kompetenzzentrum Ranshofen) a hutního závodu Hütte-Klein-Reichenbach. Tato metoda je obdobou metody HYDRO/ALCAN, avšak metoda METCOMB se liší v metodě napěňování taveniny, která byla zkvalitněna [14]. Základem nové koncepce je specifická konstrukce hubice pro vstřikování plynu, která vede k napěnění s vynikající jednotností velikosti plynových buněk. Nová koncepce metody je také v tom, že pěna kovu je zaváděna do tvarové formy. Tím mohou být vyrobeny komplexní pěnové konstrukční části s uzavřenou vnější vrstvou (povrchovou krustou).

Výroba napěněného hliníku pod komerčním názvem *METCOMB*® je na obr. 1.6a). Základem procesu je vytváření plynových bublin v tavenině, které stoupají vzhůru k povrchu taveniny a hromadí se v dutině formy. Potom následuje ochlazení formy a ztuhnutí napěněné taveny ve formě. Tímto způsobem se vyrábí napěněný kovový materiál s uzavřenými buňkami. Tato metoda je chráněna 5 patenty a zaměřuje se na výrobu složitých trojrozměrných dílů a součástí.



Obr. 1.6 a) Schéma metody Metcomb [14]

V tom se tato metoda nejvíce liší od postupu metody Cymat, kterou se vyrábí kontinuálně jednoduché pěnové desky. Též pro zvýšení viskozity taveniny se používají částice karbidu křemíku nebo oxidu hlinitého v obsahu okolo 20 hmot. %. Objemová hmotnost produktů vyrobených metodou *METCOMB* se pohybuje od 400 až 900 kg·m<sup>-3</sup>. Metoda *METCOMB*, je další způsob výroby napěněného hliníku a slitin hliníku, podobná již komerčně využívanému způsobu Cymat Aluminium Corporation, Kanada. Ke stabilizaci taveniny pro napěňování se používá karbid křemíku, oxid hlinitý nebo částice oxidu hořečnatého. Pro přípravu taveniny se obvykle používá jedna z mnoha běžných slitin hliníku. Část objemu taveniny, která se vlivem stabilizačních částic napěňuje se pohybuje v rozmezí od 10 % do 20 %. Průměrná velikost částic je od 5 μm do 20 μm.

Metoda *METCOMB*, při které se tavenina napěňuje *vstřikováním plynů* (vzduch, dusík, argon) obsahuje speciálně konstruované vibrační trysky nebo speciálně zkonstruované rotační oběžná kola. Tyto speciální konstrukční prvky vytvářejí

v tavenině rovnoměrně rozdělené plynové bubliny. Výsledná viskózní směs bublinek a taveniny kovu, resp. slitin hliníku se vznáší až k povrchu taveniny. Na tomto povrchu se změní na suchou tekutou pěnu, která se přivádí do formy. Na povrchu taveniny je pěna relativně stabilní díky přítomnosti keramických částic již přidávaných do taveniny. Napěněný materiál má buď tvar dutiny použité formy namontované na slévárenském stroji. Tyto napěněné výrobky mají uzavřený vnější povrch, kde se nachází krusta. Nebo se napěňování taveniny provádí za účelem výroby napěněných bloků. Z tohoto napěněného bloku lze oddělit požadovaný tvar. Díky vysokému obsahu keramických částic může být problémem obrábění těchto pěn. Výhodou tohoto způsobu přímého pění je velký objem pěny, který může být kontinuálně vyráběn a lze dosáhnout nízkou hustotu vyráběných pěn.

Nedávno byla tato napěňovací (naplyňovací) metoda použita v kompetenčním centru pro lehké kovy (LKR) a hutním závodě v Kleinreichenbach, obě výrobní jednotky jsou v Rakousku [14]. Klíčovým bodem je nový koncept vstřikování plynu, který vede k pěnám s vynikající jednotností velikosti buněk.

Navíc, odléváním pěny do forem, tvoří pěnové části s komplexním tvarem a může být vytvořena uzavřená vnější krusta. "Metcomb" je obchodní název tohoto typu pěny hliníku pro jeho komerční využití. Vybrané údaje týkající se metod *Metcomb*, *Alporas* a *Alulight* jsou shrnuty v tabulce 1-3.

Leitmeier a kol. [14] modifikovali metodu *METCOMB*. Napěňovací proces foukáním plynu s použitím nového zařízení pro probublávání plynu, které řídí tvorbu bublin plynu a vedení pěny stabilizované částice na povrchu taveniny do formy, viz obr. 1.6a). Bylo také prokázáno, že menší hloubky zařízení pro probublávání „ponorným plynem“ vedou k nestabilizovaným bublinám a bubliny na povrchu taveniny prasknou. Ponoření naplyňovacího systému (naplyňování „ponorným plynem“) do naplyňovacího zařízení se zvyšuje s klesajícím obsahem částic ( $Al_2O_3$  a SiC). Použití dusíku, jako napěňovacího činidla, vedlo k častějšímu prasknutí bublin před dosažením povrchu taveniny ve srovnání s použitým vzduchem nebo kyslíkem. Bylo také zjištěno, že když byl pro napěňování použit dusík, SiC pokrýval povrch stěn.

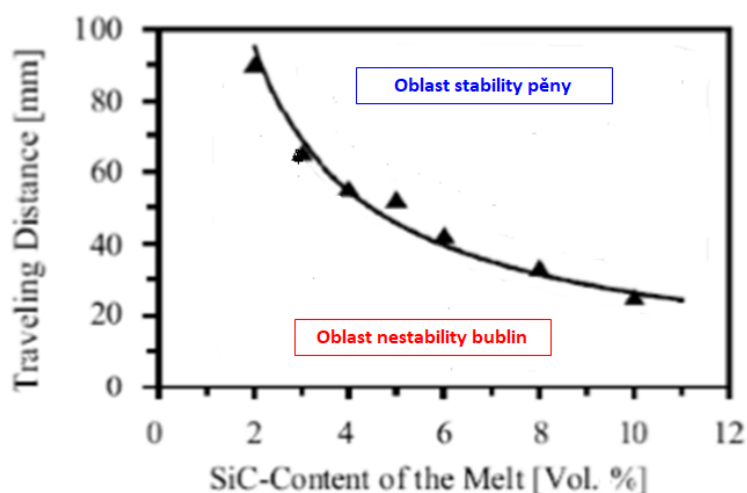
Zatímco pěny vyráběné napěňováním taveniny kyslíkem, byly povrchy buněčných stěn a částice SiC pokryty tenkou vrstvou oxidu. Na obr. 1.6 b) je ukázka podmínky stabilního zpracování pěny vyráběné metodou *CYMAT*, jako funkce vzdálenosti pohybu bublinek na obsahu částic SiC v tavenině.

Při malých vzdálenostech pohybu bublinky a nízkém obsahu SiC bubliny ztrácí stabilitu, vyplývá z obr. 1.6b). Zatímco stabilita bublin je dosažena při dlouhých pohybových vzdálenostech bublinky a vysokém objemu částic SiC, viz obr. 1.6b). Na obr. 1.6 c) je ukázka tvarových profilů vyplněných hliníkovou pěnou, které byly vyrobeny metodou *METCOMB* (výrobce LKR Ranshofen).

Na obr. 1.7) je aplikace principu metody *METCOMB*, konfigurace pro odlévání hliníkové „pěny“ zobrazuje tavicí kelímek, rotující oběžné lopatky a keramickou skořepinovou formu připojenou ke kelímku během lití. Celá sestava zůstává během procesu výroby hliníkové „pěny“ v elektrické peci. Pro odlévání byl použit *kompozitní materiál*, jednalo se o slitinu hliníku, která obsahovala asi 20 % částic karbidu křemíku.

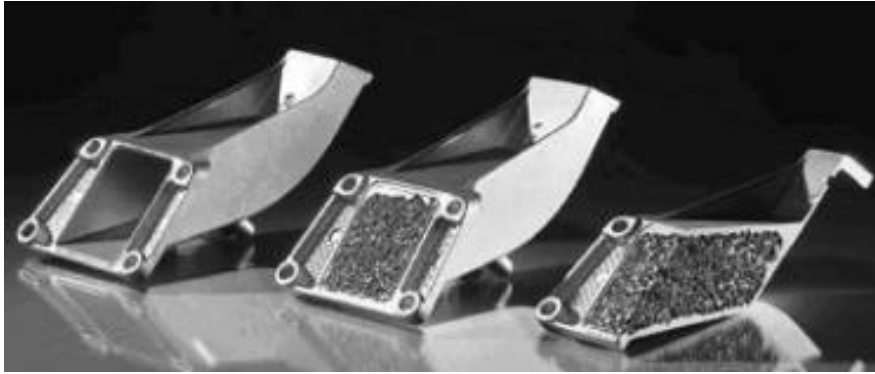
Tabulka 1-3 Porovnání vlastností hliníkových pěn vyrobených různými metodami [1]

<i>Porovnání vlastností hliníkových pěn vyrobených různými metodami</i>			
Vlastnosti	<i>Cymet nebo Metcomb, typ pěny</i>	<i>Alporas typ pěny</i>	<i>Alulight typ pěny</i>
Tvar sledovaného systému	Panely ≤ 16 x 1 x 0.2 m <sup>3</sup> díl, <i>Metacomb</i>	Bloky ≤ 2 x 0.6 x 0.5 m <sup>3</sup> pláty tloušťky 10 mm	Bloky ≤ 1 x 0.5 x 0.2 m <sup>3</sup> sendvičové panely ≤ 2 x 1 x 0.02 m <sup>3</sup> AFS
Objemová hmotnost [kg·m <sup>3</sup> ]	69 až 540	180 až 240	300 až 700
Průměr pórů [mm]	3 až 25	2 až 10	2 až 10
Tloušťka stěny pěny [μm]	50 až 85	-	50 až 100
Materiály pěn	Slitiny Al	Al, AlZnMg	slitiny kovů: Al, Zn, Pb, Sn
Literatura	Ashby et al. (2000); Harte and Nichol (2001); Leitmaier et al. (2002); Kenny (1996);	Ashby et al. (2000); Miyoshi (1999);	Ashby et al. (2000); Baumgärtner (2000); Baumaister (2000); Stanczik et al. (2002); Seeliger (1991), (2001)
Informace o pěnách a distributoři pěn	<a href="http://www.comat.com">www.comat.com</a> ; <a href="http://www.lkr.at">www.lkr.at</a> <a href="http://www.hkb.at">www.hkb.at</a>	<a href="http://www.metalf Foam.co.kr">www.metalf Foam.co.kr</a> <a href="http://www.gleich.de">www.gleich.de</a>	<a href="http://www.alulight">www.alulight</a> <a href="http://www.alm-gmbh.de">www.alm-gmbh.de</a> (ASF); <a href="http://www.ifan.iwu.de">www.ifan.iwu.de</a> <a href="http://www.lkr.at">www.lkr.at</a>



Traveling distance – vzdálenost pohybu; SiC – Content of the Melt – obsah SiC v tavenině

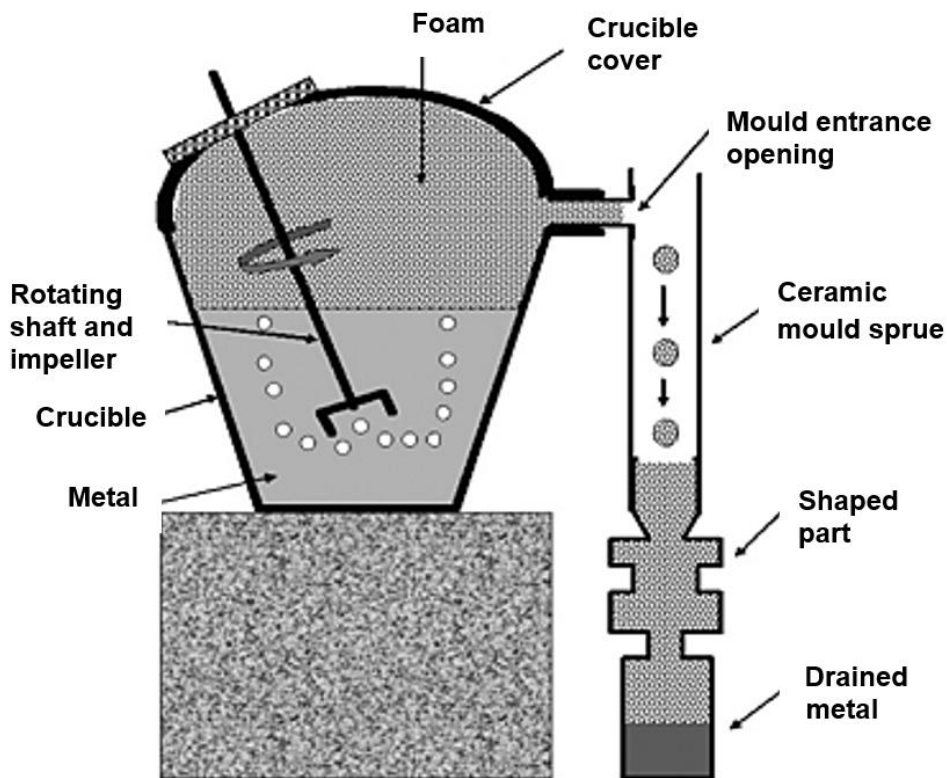
Obr. 1.6b) Kritérium stability hliníkové pěny (slitina AlSi7Mg0,3, teplota 727 °C), LEITLMEIER [14]



Obr. 1.6c) Ukázka tvarových profilů vyplněných hliníkovou pěnou, metoda METCOMB (výrobce LKR Ranshofen) [46]

Tato slitina byla roztavena v grafitovém kelímku v peci s odporovým ohřevem. Zařízení pro výrobu pěny se skládalo z korozivzdorného ocelového oběžného kola spojeného s hřídelem z korozivzdorné oceli. Pohon ocelového kola byl realizován ruční vrtačkou ( $600$  až  $800 \text{ ot} \cdot \text{min}^{-1}$ ). Během rotace byl vzduch přiváděn do taveniny těsně pod oběžným kolem pomocí ocelové trubky. Rychlost proudění vzduchu byla  $6$  až  $7 \text{ l} \cdot \text{min}^{-1}$  a tlak vzduchu byl udržován při hodnotě  $0,2 \text{ MPa}$  ( $2 \text{ bary}$ ). Funkce oběžného kola spočívala v upřesnění velikosti vzduchových bublin a jejich rozložení v tavenině. Pro tvarování hliníkové pěny byla použita keramická skořepinová forma, vyrobená běžným způsobem ze zirkonového a molochitového žáruvzdorného materiálu o tloušťce skořepinové formy  $6$  až  $7 \text{ mm}$ .

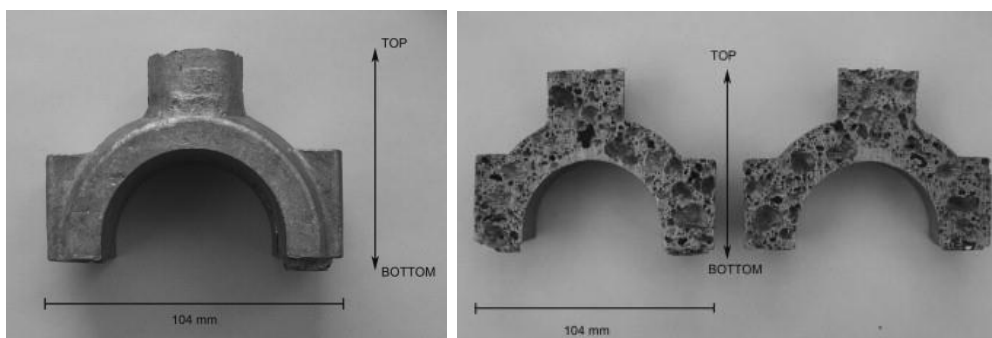
Pro odlévání byla keramická forma propojena k víku keramického kelímku prodlužovacím kanálem formy o průměru  $40 \text{ mm}$ . Tento prodlužovací kanál byl otevřený a je znázorněn jako „vstupní otvor formy“, viz obr. 1.7. Kelímek s taveninou a keramická forma byly umístěny do pece a současně zahřívány. Potřebná teplota taveniny byla teploty  $690 \text{ °C}$ , teplota formy vykazovala stabilní teplotu. Tavenina se krátce míchala s rotujícím oběžným kolem, aby se promíchaly karbidové částice, které by se mohly při tavení usadit na dně kelímku. Okamžitě poté byl do vzduchového potrubí přiváděn tlakový vzduch pro vytvoření bublin v tavenině, resp. pro napěňování taveniny. Proces trval tak dlouho, až se prostor nad taveninou v kelímku vyplnil pěnou. Potom se teprve začala naplňovat forma pěnou. Teprve, když je kanál do formy naplněn pěnou, otáčení oběžného kola se zastavuje.



*Foam – pěna; crucible cover – víko kelímku; mould entrance opening – výstupní otvor do formy; ceramic mould sprue - keramická forma; shaped part – dutina formy; drained metal nakapaný kov; rotating shaft and impeller - rotující hřídel a oběžné kolo; crucible – kelímek; metal - kov*

*Obr. 1.7 Schéma principu metody METCOMB, konfigurace odlévání zobrazující tavicí kelímek, rotující oběžné lopatky a keramická skořepinová forma vyrobená metodou vytavitelného modelu [17]*

Je možno rotaci kola prodloužit v tomto případě cca o 20 sekund, aby se zajistilo, vyplnění formy napěněnou taveninou. Pak se forma vyjímá z pece, aby došlo ke ztuhnutí napěněné taveniny ve formě. Na obr. 1.8 je ukázka vyrobeného odlitku a jeho naplyněná struktura vyrobená aplikací metody METCOMB.



*Obr. 1.8 Odlitky vyrobené aplikací metody METCOMB a pohled na získanou strukturu naplynění [17]*



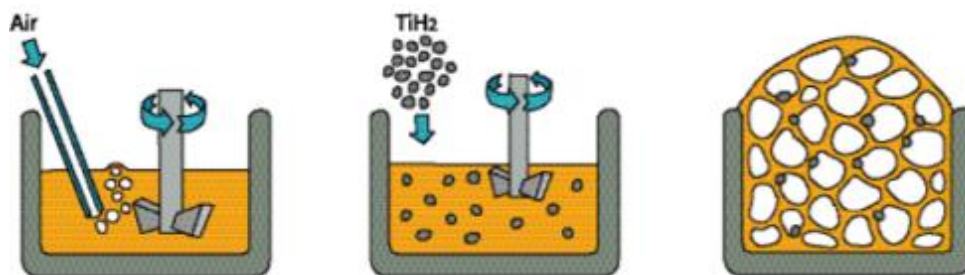
Pokud struktura obsahuje různou velikost pórů, pak tento nedostatek homogenity ve velikosti pórů pravděpodobně souvisí s manuálním řízením napěňovacího procesu.

Při této technologii napěňování je nutné nalézt vhodnou souvislost uložení a sklon rotačního kotouče, rychlost rotace, rychlost a tlak vstupu plynu. Objemová hmotnost vyrobené pěny je od 900 do 1200 kg·m<sup>-3</sup>.

### 1.1.3 Napěňování taveniny na základě přidávání napěňovacího činidla do taveniny, metoda ALPORAS

Další metodou pro výrobu „kovových pěn“ je metoda ALPORAS (Foaming of Melts with Blowing Agents), *Shinko Wire Company*, Japonsko. Ilustrativní schéma hlavních kroků přípravy technologie, na obr. 1.9a) a blokové schéma na obr. 1.9b), [13] CURRAN [18]. Metoda ALPORAS [21], [22] se řadí do přímého přidávání napěňovacího činidla do zahuštěné taveniny, nejčastěji hliníku nebo jeho slitiny. Hliníková pěna se vyrábí z roztaveného hliníku se stabilizací bublin v tavenině. Pro stabilizaci bublin je nutné zvýšit viskozitu taveniny a zabránit plovoucím bublinám nebo jejich úniku z taveniny. Pro zvýšení viskozity taveniny se používá vápník, který funguje jako zahušťovadlo taveniny, to znamená, že přispívá ke zvýšení viskozity taveniny, která je výchozí látkou procesu.

Stabilizace procesu se realizuje oxidací taveniny. Zdrojem plynu je naplyňovací činidlo, v tomto případě hydrid titanu (TiH<sub>2</sub>). Díky použití naplyňovacího činidla je proces naplyňování okamžitý. Naplyňovací činidlo se přidává přímo do taveniny místo vstřikování plynu. Teplota taveniny způsobuje, že naplyňovací činidlo se rozkládá a uvolňuje plyn (TiH<sub>2</sub> → Ti + H<sub>2</sub>), v tomto případě vodík, který je pak zdrojem pěnivého procesu, viz obr. 1.9a) [18]. Bohužel, všechny výrobní procesy hliníkových pěn jsou patentovány a proto literární informace o jejich výrobě jsou velmi stručné.



Obr. 1.9a) Schéma hlavních kroků přímého napěňovacího procesu taveniny s požadovanou viskozitou při výrobní metodě ALPORAS [18]

*Postup výroby hliníkové pěny metodou ALPORAS lze popsat následovně:*

- 1) V tavicí peci krabicového typu se připraví tavenina hliníku (čistý hliník má teplotu tání 660 °C). Do taveniny hliníku se přidá za stálého míchání cca 1,5 hmot. % vápníku. Vápník může být i ve formě vhodné slitiny. Předpokládá se, že tavenina hliníku bude mít teplotu 680 °C. Současně se do taveniny přivádí vzduch. Vzniká disperzní systém částic CaO a CaAlO<sub>4</sub>, které jsou rozptýlené v určitých místech taveniny.

- 2) Do taveniny hliníku, která má teplotu 680 °C se přidává 1,6 hmot. % napěňovacího činidla, kterým je  $TiH_2$ , které je potřeba rychle vmíchat do taveniny. Téměř ihned začíná proces napěňování (naplyňování), proto je nutné míchadlo z taveniny vyjmout.
- 3) Doba tuhnutí pěny může být do určité míry nastavena tak, aby byla kontrolována dosažená úroveň pórovitosti.

Napěňovací činidlo je přidáváno přímo do roztaveného kovu, jak je znázorněno na obr. 1.9a), za předpokladu, že prášek napěňovacího činidla  $TiH_2$  může být rovnoměrně dispergován v tavenině před nástupem jeho rozkladu za vzniku vodíku. Vodík přispěje k vytvoření pórů v celém objemu taveniny, resp. po jejím ztuhnutí v celém objemu kovu. Stejně jako u přímé metody, je nutné přidávání vzduchu. Vzduch je dmýchán do taveniny hliníku s obsahem 1,5 % hmot. % vápníku po dobu 6 minut při teplotě 680 až 720 °C. Tavenina se míchá několik minut, během níž její viskozita plynule stoupá, protože kyslík ze vzduchu se slučuje s vápníkem za vzniku oxidu vápenatého ( $CaO$ ), oxid vápenatého-hlinitý ( $CaAl_2O_4$ ) nebo intermetalická fáze ( $Al_4Ca$ ), které zhušťují taveninu kovu. Obr. 1.9a) znázorňuje účinek míchání na viskozitu hliníkových tavenin s různým množstvím přísadami vápníku, [10]. Oxid vápenatý ( $CaO$ ) a oxid vápenatého-hlinitý  $CaAlO_4$ , popř.  $Al_4Ca$ , jsou vlivem míchání taveniny rozptýleny v určitých místech taveniny. Tito činitelé ( $CaO$  a  $CaAlO_4$ ) po přidání napěňovacího činidla stabilizují napěněnou taveninu (roztavenou pěnu) proti jejímu kolapsu, což je obvykle dosaženo přidáním reaktivní látky jako je vápník [19] nebo hořčík [21]. Oba tyto prvky vykazují vysokou afinitu ke kyslíku, jak je známo na základě Ellinghamova diagramu oxidů. Tyto prvky se přidávají do taveniny za jejího intenzivního míchání. Na obr. 1.9 b) je blokové schéma metody *ALPORAS*.

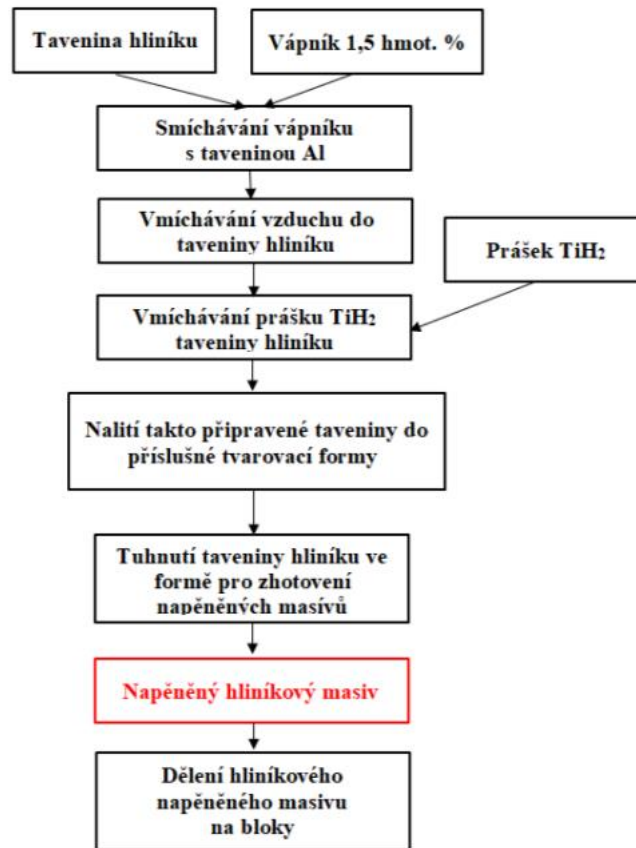
Viskozita roztaveného hliníku může být také zvýšena probubláváním (přebubláváním) kyslíku, vzduchu nebo použitím jiných směsí plynů v tavenině, což způsobuje tvorbu oxidu hlinitého, který také přispívá ke zvýšení viskozity hliníku. Správné nastavení technologického procesu je docela obtížné a vyžaduje komplikované teplotní cykly a mechanické míchání.

Potom se do taveniny přidá 1,6 % hmot. %  $TiH_2$ , který se udržuje na 680 °C po dobu 4 až 15 minut. Vzniklý počáteční plyn –  $H_2$  nemá takový napěňovací účinek, až po určité době začne probíhat napěňování taveniny hliníku, [19].

Takto metalurgicky připravená hliníková slitina se nalije do slévárenské formy s požadovanou dutinou. Napěněná tavenina ve formě tuhne za vzniku celulárního kovového systému.

Celulární hliníkový materiál vykazuje relativně stejnoměrnou buněčnou strukturou a lze vyrábět konstrukční díly o hmotnosti do 160 kg, s poměrem hustoty napěněného materiálu: nenapěněnému ( $\rho_F/\rho_S$ ) = 0,05 až 0,3 a velikost uzavřených buněk je 2 až 10 mm [18].

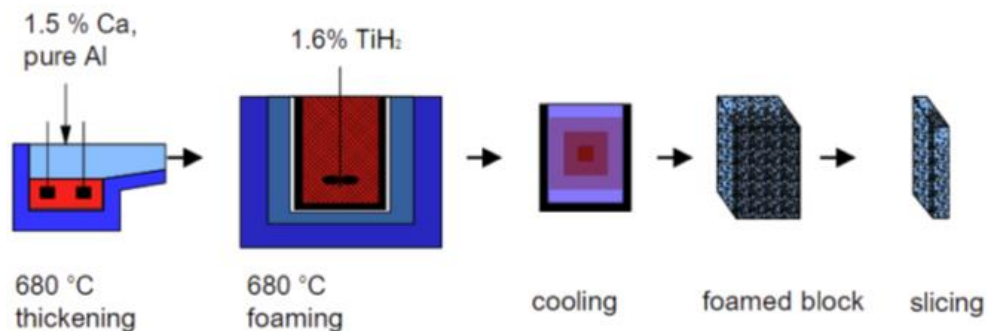
Určitou nevýhodou je vysoká cena napěňovacího činidla a vápníku. Ačkoli efektivní výroba velkých bloků pěny v pravidelných tvarech je velmi náročná. Tato výroba souvisí s požadavkem na míchání celého objemu pro dispergování napěňovacího činidla. To také znamená, že tento výrobní způsob nemůže produkovat složité tvary.



Obr. 1.9b) Blokové schéma metody ALPORAS [13], [21]

Byly učiněny pokusy vyvinout techniky injekčního použití kovové pěny, přičemž tavenina se vstříkuje do formy, jakmile pění, avšak s omezeným úspěchem: rychlost ohřevu a chlazení je obtížné kontrolovat napříč vzorkem a tlak vstříkování je nutně nízký, aby se zabránilo rozdrčení roztavené pěny, což zvyhodňuje nepravidelná struktura buněk. Jejich objemová hmotnost výrazně klesá se vzdáleností od místa vstříkování [22], [23].

Společnost *Shinko Wire Company*, Amagasaki, Japonsko, vyrábí pěny tímto způsobem od roku 1986 s objemy výroby jen 1 000 kg za den, viz obr. 1.9c). V prvním kroku se do taveniny hliníku (slitiny hliníku) při teplotě 680 °C přidá přibližně 1,5 hmot. % vápníku. Po dosažení požadované hodnoty viskozity se přidává hydrid titanu ( $\text{TiH}_2$ ) (typicky 1,6 hmot. %). Hydrid titanu, jak již bylo uvedeno, slouží jako napěňovací činidlo. V důsledku toho, že se při tepelném rozkladu uvolňuje plynný vodík v tavenině kovu (horká viskózní kapalina). Tavenina se brzy začne pomalu roztahovat a postupně naplňuje napěňovací nádobu. Napěňování probíhá při konstantním tlaku. Po ochlazení tvarovací formy pod bodem tání použité hliníkové slitiny se napěněná tavenina hliníku přemění na pevnou hliníkovou pěnu, která je vyjmuta z formy a může být dále zpracovávána, dělena na menší bloky. Celý proces pění může trvat 15 minut pro typickou dávku ( $2\,050 \times 650 \times 450 \text{ mm}^3$ ). Bylo prokázáno, že pečlivé nastavení parametrů výrobního procesu vede k výrobě homogenních pěn, viz struktura na obr. 1.10b).

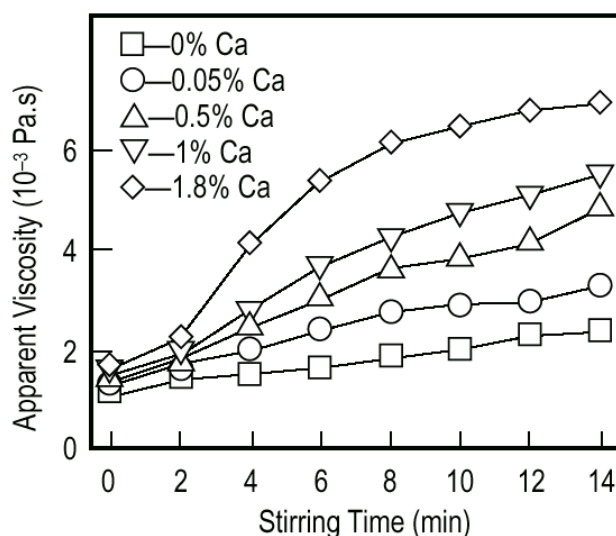


*pure Al – čistý hliník; thickening – zahuštění; foaming – napěnění; cooling – chladnutí; foamed block – napěněný blok; slicing – plátek (pěny)*

*Obr. 1.9c) Komerční schéma metoda výroby celulárního kovového systému Alporas (pěna vyrobena přímým napěněním taveniny na základě přidáním prášků uvolňujících plyn) [1]*

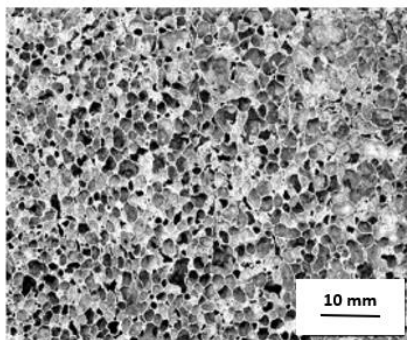
Ve skutečnosti se pěny vyrobené tímto způsobem – obchodním názvem ALPORAS – zdají být nejvíce homogenní hliníkové pěny, které jsou v současnosti k dispozici. Empirický vztah existuje nejen mezi průměrným průměrem buňky a viskozitou taveniny, ale také mezi konečnou hustotou pěny a viskozitou, [9]. Typické hustoty po odříznutí stran bloků lité pěny jsou mezi  $180 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$  a  $240 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$  s průměrnou velikostí pórů v rozmezí od 2 mm do 10 mm. Vyroběné bloky metodou ALPORAS mají rozměry  $2050 \times 650 \times 450 \text{ mm}^3$ , jejich hmotnost je cca 160 kg. Po vyjmutí hliníkového pěnového bloku z formy se bloky rozdělí na ploché desky různých tloušťek podle určení k jejich použití.

Na obr. 1.10a) je závislost dynamické viskozity (zdánlivé viskozity) na čase míchání, [1]. Na obr. 1.10b) je struktura celulárního kovového materiálu – struktura pěny (Sutheast University China), jak uvádí [1]. Na obr. 1.8c) je řez hliníkovou pěnou ALPORAS (1,5 hmot. % Ca; 1.6 hmot. % napěňovacího činidla  $\text{TiH}_2$ ), [18].



*apparet viscosity – viskozita zařízení; stirring time – čas míchání*

*Obr. 1.10a) Závislost dynamické viskozity viskozita zařízení (resp. zdánlivá viskozita) na čase míchání [1]*



Obr. 1.10b) Struktura celulárního kovového systému – struktura pěny (Sutheast University China) [1]



Obr. 1.10c) Řez hliníkovou pěnou ALPORAS (1,5 hmot. % Ca; 1.6 hmot. % napěňovacího činidla  $TiH_2$ ) [18]

#### 1.1.4 Napěňování taveniny na základě přidávání napěňovacího činidla do taveniny, metody FORMGRIP, FOAMCARP, FOAMCAST

Tyto metody (FORMGRIP, FORMCARP a FOAMCAST) jsou založena na tavenině příslušného kovu, zdrojem plynu pro napěňování je napěňovací činidlo (nadouvadlo), které se přidává do taveniny. Proces naplyňování taveniny je tzv. zpožděný. Nejdříve se připravuje prekurzor, který obsahuje napěňovací činidlo. Kompaktní tavící proces přípravy taveniny byl nedávno modifikován začleněním částic hydridu titanu do hliníkové taveniny namísto použití prášků k přípravě pěnového prekurzorového materiálu (ten je typický pro výrobu pěn práškovou technologií). Aby se zabránilo předčasnému vývoji vodíku z napěňovacího činidla, tavenina musí být po míchání buď rychle ochlazena pod bod tání, nebo musí být pasivována, aby se zabránilo uvolnění plynu před jejím ztuhnutím. Pro výrobu napěňovaných odlitků se používají běžné slévárenské slitiny jako např.  $AlSi7Mg0,3$ , bez keramických přísad. Odlitá část je kompaktní a může být napěňována přetavením analogickým způsobem jako metoda na bázi prášku. Avšak dosažení homogenní distribuce prášků  $TiH_2$  po odlití je náročné. Tento způsob také vyžaduje, aby prášek napěňovacího činidla (nadouvadla, např.  $TiH_2$ ) před jeho použitím byl podroben procesu tepelného zpracování (ošetření), které vytváří oxidickou bariéru na povrchu každé částice napěňovacího činidla a zpožďuje jeho rozklad. Takto ošetřené prášky se přidávají do taveniny a s ohledem na jejich

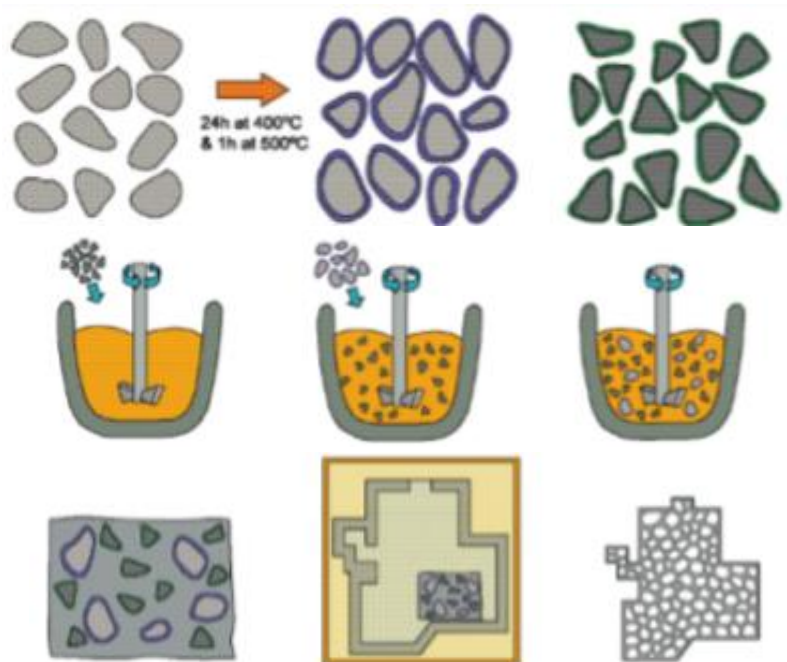
pravidelné rozptýlení musí být mícháno. Tím současně dochází k pomalému ochlazení taveniny, [15]. Mimo napěňovacího činidla se musí dávat do taveniny také látky, které stabilizují vyráběnou pěnu. Pro tento účel se používá např. karbid křemíku. Způsob pění může být ovlivněn změnami rychlostí ohřevu a konečnými teplotami napěňovacího procesu, což umožňuje vytvářet celou řadu různých pórovitých (porézních) struktur, viz obr. 6 (kapitola úvod). Tento proces byl nazván "FORMGRIP", což je zkratka pění kovů uvolněním plynu v prekurzorech. Na obr. 1.11a) a 1.11b) je schéma výroby hliníkové pěny podle metody FORMGRIP, napěňovacím činidlem je  $TiH_2$ .

Metoda označovaná FOAMCARP je metoda analogická metodě „FORMGRIP“ výroby hliníkové pěny. Obě metody jsou založeny na zpracování taveniny, nejčastěji slitiny hliníku, a kombinují některé z výhod využití taveniny a prášku pro výrobu kovových pěn. Velmi významným výrobním krokem je příprava prekurzorového materiálu. U metody FOAMGRIP je výroba prekurzoru založená na přítomnosti napěňovacího činidla, kterým je  $TiH_2$ . U metody FOAMCARP je výroba prekurzoru založená na přítomnosti napěňovacího činidla, kterým je  $CaCO_3$ , [18].

*Postup výroby hliníkové pěny metodou FORMGRIP lze popsat následovně:*

- 1) Prášek hydridu titanu ( $TiH_2$ ) se podrobí tepelnému zpracování na vzduchu, aby se na povrchu prášku vytvořila tenká vrstva rutilu ( $TiO_2$ ). To se docílí ohřevem prášku  $TiH_2$  na teplotu  $400\text{ }^\circ\text{C}$  a setrváním na této teplotě 24 hodin, hned následuje ohřev na teplotu  $500\text{ }^\circ\text{C}$  po dobu 1 hodiny).
- 2) Pro zvýšení viskozity taveniny se používá  $SiC$  a působí jako povrchově aktivní látka pro tvorbu bublin.
- 3) Karbid křemíku ( $SiC$ ) se vmíchává do roztavené hliníkové slitiny (obvykle slitina  $AlSi12$ ).
- 4) Do taveniny se potom přidává tepelně zpracované  $TiH_2$ .
- 5) Tavenina s oběma činidly se míchá, obvykle 60 až 120 sekund, tak aby došlo k disperznímu rozptýlení částic obou činidel ( $TiH_2$  i  $SiC$ ).
- 6) Ihned po míchání se tavenina nalije do formy jednoduchého tvaru (např. válec  $\varnothing 35\text{ mm} \times 50\text{ mm}$ ). Ztuhnutím a ochlazením taveniny ve formě vzniká tzv. pevný napěnitelný prekurzor, u kterého se předpokládá, že obsahuje pravidelně rozptýlené částice  $SiC$  a  $TiH_2$ .
- 7) Část tohoto prekurzoru se umístí do formy a zahřívána nad teplotu tání použité slitiny.
- 8) Zahříváním prekurzoru ve formě nad teplotou tání hliníkové slitiny se  $TiH_2$  rozkládá, uvolňuje se vodík, který naplyňuje taveninu za vzniku pěny, která postupně vyplní tvar formy. Forma s taveninou se nechá vychladnout. Vzniklý masiv by měla být tuhá hliníková pěna.





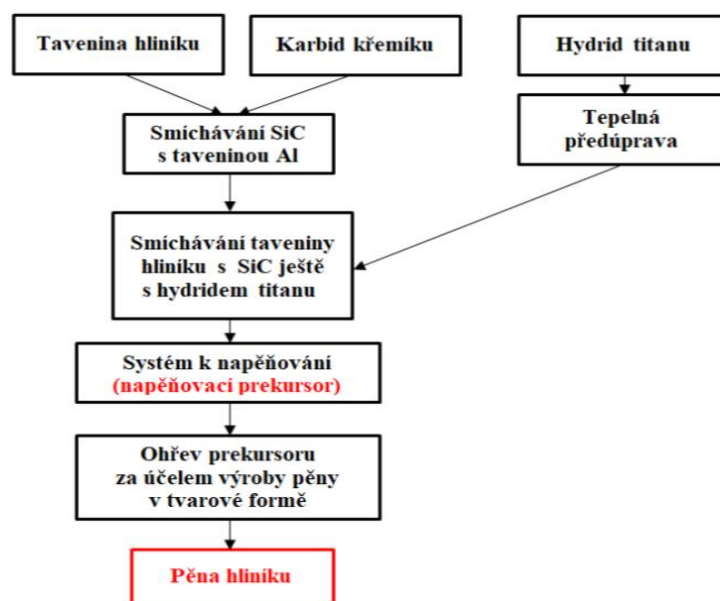
Obr. 1.11a) Schéma výroby hliníkové pěny FORMGRIP, podle CURRANA [18]

Na obr. 1.11c) je struktura a rozsah produkovaných pěn, metodou FORMGRIP, které ovlivňují teplota a dobu napěňování [18].

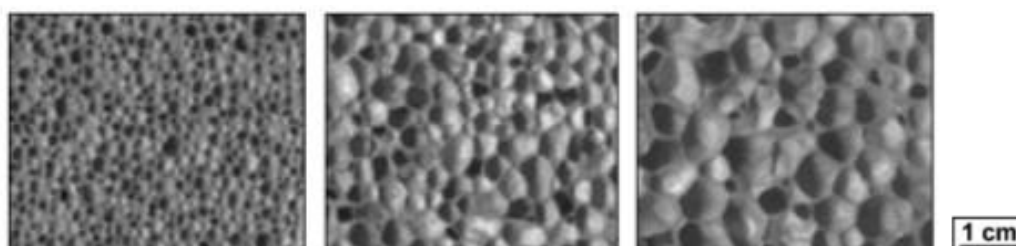
Základem metody FORMGRIP je výroba pěnivého prekurzoru (také označováno jako polotovaru). Pěnivý prekurzorový materiál na bázi hliníku může být připraven buď pomocí taveniny připravené z housky nebo taveniny připravené tavením prášku příslušného kovu nebo prášek slitiny kovů. V zahraničí se používá prášek, s označením Duralcan (je to směs prášku hliníku např. AlSi12 a prášku 10 nebo 20 objemových % SiC). Pokud připravujeme taveninu z housky slitiny, pak je třeba SiC přidávat do taveniny zvlášť.

Při přípravě prekurzoru z taveniny, se částice hydridu titanu smísí s taveninou kovu a následně tavenina ztuhne. Získaný prekurzor musí být rozdělen na malé kousky a pak může být napěněn v napěňovací formě. Aby se zabránilo předčasnému vývoji vodíku během míchání, musí být tuhnutí buď rychlé, nebo musí být nadouvadlo pasivováno, aby se zabránilo uvolnění příliš velkého množství plynu v této fázi. Jedním ze způsobů je také použití tlakového licího stroje, kdy práškový hydrid se vstříkuje do formy současně s taveninou [24], tato metoda nazývaná "FOAMCAST". Lze běžně odlévat slitiny jako např. AlSi7 bez keramických přísad. Dosažení homogenní distribuce prášků  $TiH_2$  v kovové matici je však náročné.

Alternativně mohou být prášky  $TiH_2$  přidávány do taveniny poměrně pomalým mícháním a následným chlazením za předpokladu, že jsou podrobeny cyklu tepelného ošetření, které tvoří zoxidovou bariéru na každé hydridové částici, aby se oddálil jejich rozklad  $TiH_2$  až v okamžiku napěňování [25]. Pro získání stabilní pěny se do taveniny přidává 10 až 15 objem. % částic SiC.



Obr. 1.11b) Schéma výroby hliníkové pěny podle metody FORMGRIP [18]



Obr. 1.11c) Struktura a rozsah produkovaných pěn, metodou FORMGRIP, které ovlivňují teplota a dobu pění [18]

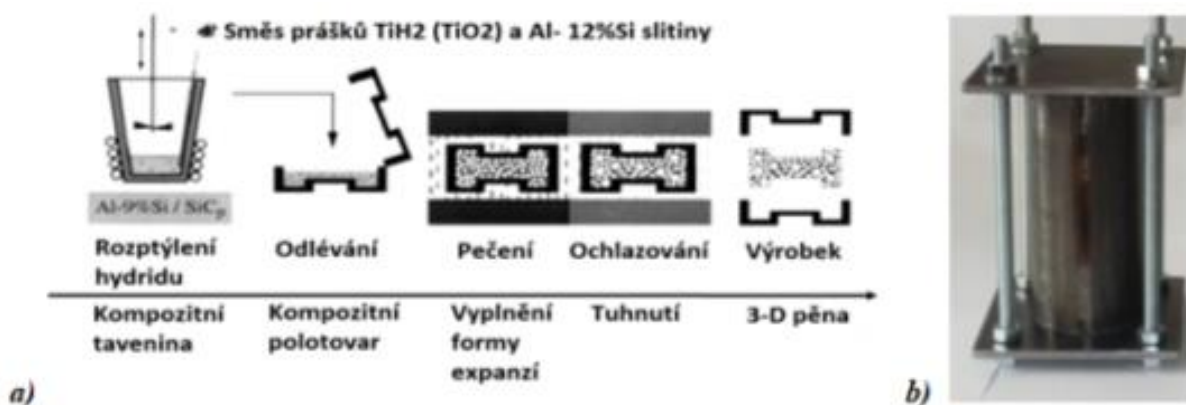
Název procesu FORMGRIP je odvozen z anglického názvu: „*Foaming of Reinforced Metals by Gas Release in Precursors*” (napěnění vyztužených kovů uvolňováním plynu v prekurzorech“. GERNELY et al. [26] a CURRAN [18] zkoumali napěňování hliníkových slitin pomocí napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$ , tento analogický proces výroby kovových pěn (k procesu FORMGRIP) je nazýván „FOAMCARP“ [26]. Během napěňování dochází k tepelnému rozkladu  $\text{CaCO}_3 \rightarrow \text{CaO} + \text{CO}_2$ . Vznikající plyn  $\text{CO}_2$  je také redukován přítomností hliníku na  $\text{CO}$ , který způsobuje povrchovou oxidaci buněk pěny [27] a na nich vytváří oxidickou vrstvu.

V současné době byla vyzkoušena nová technika zpracování hliníkové taveniny za účelem výroby hliníkové pěny, metodou FORMGRIP. Tato metoda kombinuje některé z výhod výroby kovové pěny na základě taveniny a současně aplikuje výhody práškové metalurgie, [25]. Tato nová technika zahrnuje přípravu prekurzorového materiálu disperzí částic napěňovacího činidla, které tepelným rozkladem po zahřátí prekurzoru vytvářející plyn (částice napěňovačů jsou předem tepelně upravená pro zpoždění uvolňování plynu) v kapalném hliníku s přítomností částic  $\text{SiC}$  pro stabilizaci pěny.



Dále následným tuhnutím napěněné taveniny vzniká hliníková pěna. Technologicky je to prováděno tak, že se prekurzor vloží do napěňovací formy. Forma se zahřívá nad teplotu tavení kovu. U slitin hliníku je to cca 580 až 650 °C u čistého hliníku je to teplota nad 660 °C. Proces napěňování probíhá v tvarové napěňovací formě. Pro experimentální účely stačí jednoduchá napěňovací forma, viz obr. 1.12b).

Na obr. 1.12a) je obrázkové schéma výroby hliníkové pěny podle metody FORMGRIP, [25].



Obr. 1.12 a) Obrázkové schéma výroby kovových pěn metodou FORMGRIP, s použitím napěňovacího prekurzoru [25], b) ukázka napěňovací formy

Jak je z obr. 1.12 a) zřejmé, tato technologie se skládá z několika technologických kroků:

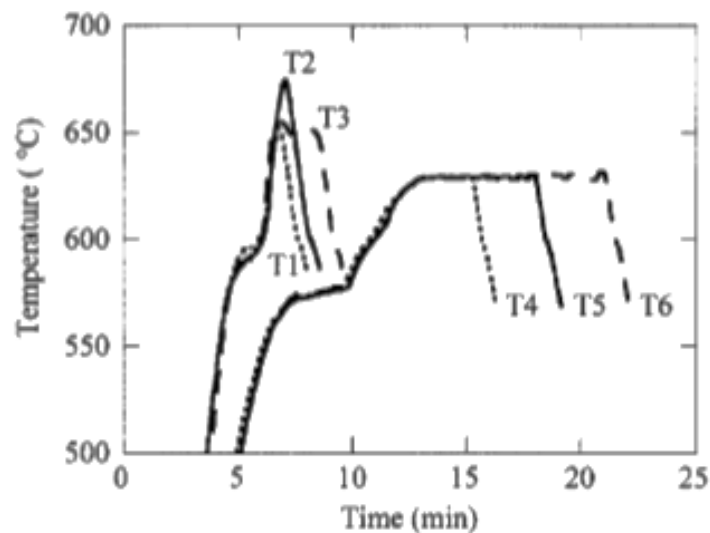
- 1) Příprava kompozitní taveniny je založena na smíchání předpřipraveného prášku TiH<sub>2</sub> s práškem slitiny hliníku AlSi12, dále se přidává SiC, tato směs se zahřeje v peci. Současně se vyžaduje zabezpečení homogenního rozložení TiH<sub>2</sub>.
- 2) Odlít takto připravené taveniny do prekurzorové formy a po jejím ztuhnutí vede k vytvoření prekurzorového kompozitu.
- 3) Ohřev prekurzoru v napěňovací formě vede k napěňování taveniny a zaplňování prostoru napěňovací formy.
- 4) Ochlazením napěněné taveniny v napěňovací formě získáme hliníkovou pěnu, jejíž tvar odpovídá dutině napěňovací formy.

Tento způsob poskytuje flexibilitu při konstrukci pěnových struktur prostřednictvím kontroly nad množstvím a kinetikou vývoje vodíku a napěňovacího procesu, ke kterému dochází při výrobě pěny příslušného kovu.

V prvnímu stupni se předem upravený prášek TiH<sub>2</sub> do stavu na práškový oxid titaničitý (~ 30 μm průměr) smísí s práškem Al ±12 % Si. (~ 150 μm průměr částic) v hmotnostním poměru 1:4. Předběžná úprava TiH<sub>2</sub> se stává z dvoustupňového tepelného zpracování „oxidační sequence“ za účelem získání na povrchu prášku TiH<sub>2</sub> oxid titaničitý (rutil). To je třeba oxidaci prášku TiH<sub>2</sub> provádět s přívodem kyslíku při teplotě 400 °C po dobu 24 hodin. Pak následuje ještě oxidace prášku TiH<sub>2</sub> za zvýšení teploty na 500 °C po dobu 1 hodiny. Hydrid titanu se zpracovává na vzduchu, aby na

jeho povrchu vytvořila vrstva oxidu titaničitého. Prášek hydridu titanu se během zpracování periodicky během předběžného zpracování míchá, aby se zajistila homogenní oxidace. Pak se takto připravený prášek postupně pomalu ochladí.

Následně se smíchá takto připravený zoxidovaný prášek s práškem hliníku nebo s práškem slitiny hliníku, který ještě obsahuje složku SiC (např. AlSi12/SiC), v zahraničí se používá prášek, který je označován pod obchodním názvem Duralcan. Tento prášek vykazuje teplotu tání 620 °C. Následuje roztavení tzv. „kompozitní hmoty“ při teplotě 620 °C za použití běžného mechanického míchání (1200 ot·min<sup>-1</sup>). Tavenina se míchá po zavedení prášku asi jednu minutu. Množství inkorporovaného pěnicího činidla (FA – foam agent) je 1,5 hmot. % na kompozitní hmotu 1 kg, poř. na 1 kg kovu. V případě materiálu *Duralcan* tento postup produkuje kompozit prekurzorového materiálu, které mají relativně nízkou pórovitost (P): pórovitost činí P = 23 %, 10 objem. % SiCp (SiCp je zahraniční označení určité sorty prášku SiC). Nebo pórovitost činí P = 14 %, 20 obj. % SiCp. V druhé fázi procesu se napěnitelný prekurzorový materiál umístí do grafitové napěňovací formy (30 mm x 30 mm x 45 mm). Forma se zahřívá, aby došlo k tavení hliníkové slitiny a současně, aby před připravené napěňovací činidlo se také rozložilo za vzniku vodíku. Tak se hliníková napěněná tavenina mění postupně do buněčné struktury. Ohřev se provádí v běžné laboratorní peci. Teplota se zaznamenává pomocí termočlánku umístěného v dutině formy. Je možno provést tepelné zpracování prekurzorových materiálů podle různých způsobů (T1 ± T6), viz obr. 1.12b).



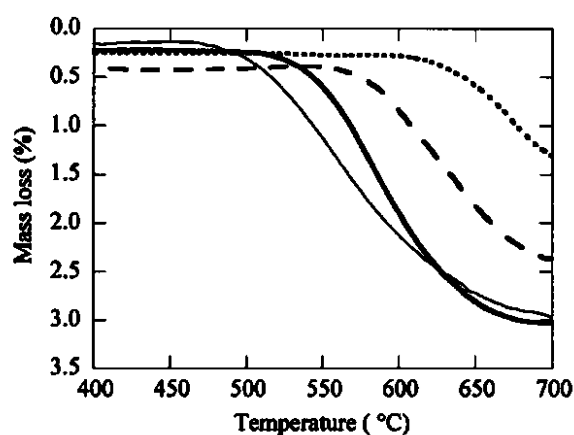
Temperature – teplota; time – čas

Obr. 1.12b) Přehled metod tepelného zpracování T1 až T6 pro napěňovací proces prekurzorových hliníkových materiálů metodou FORMGRIP [25]

Úspěchem výroby této hliníkové pěny je perfektní a účinná příprava napěňovacího prekurzoru. Je třeba uvést podle [25], že pouze omezené množství vodíku je uvolňováno v průběhu disperze napěňovacího činidla (FA, foaming agent) s následným tuhnutím hliníku. Hlavní faktory, které toto řídí, jsou tloušťka vrstvy

vzniklého oxidu titaničitého na povrchu napěňovacího činidla. Dále koncentrace vodíku v napěňovacím činidle, počáteční teplota tání a následná rychlost chlazení.

Napěňovací činidlo ( $\text{TiH}_2$ ) musí být tepelně ošetřeno (provádí se tzv. hydridová tepelná preoxidací při teplotách 454 až 482 °C, po dobu 5 až 20 min). Na obr. 1.12c) jsou uvedeny termogravimetrické křivky při ohřevu prášku  $\text{TiH}_2$  v argonu za účelem vzniku předoxidovaného jeho povrchu. Tato tepelná úprava prášku, jak již bylo uvedeno, zpožďuje vývoj vodíku. Na obr. 1.12d) jsou uvedeny získané struktury.



— bez TZ  $\text{TiH}_2$ ; — oxidace  $\text{TiH}_2$  po dobu 24 hod., teplota 400 °C;  
 — oxidace 24 hodin, teplota 400 °C a 1 hod., teplota 500 °C;  
 ..... oxidace 24 hodin, teplota 400 °C a 3 hod., teplota 530 °C;

Mass loss – úbytek hmotnosti; Temperature – teplota

Obr. 1.12 c) Termogravimetrické křivky pro ohřev přijímaného a předoxidovaného prášku  $\text{TiH}_2$  v argonu, ukazující účinek předběžné úpravy prášku na zpoždění před vývojem vodíku (rychlost ohřevu byla  $20\text{ °C} \pm 1$ ) [25]

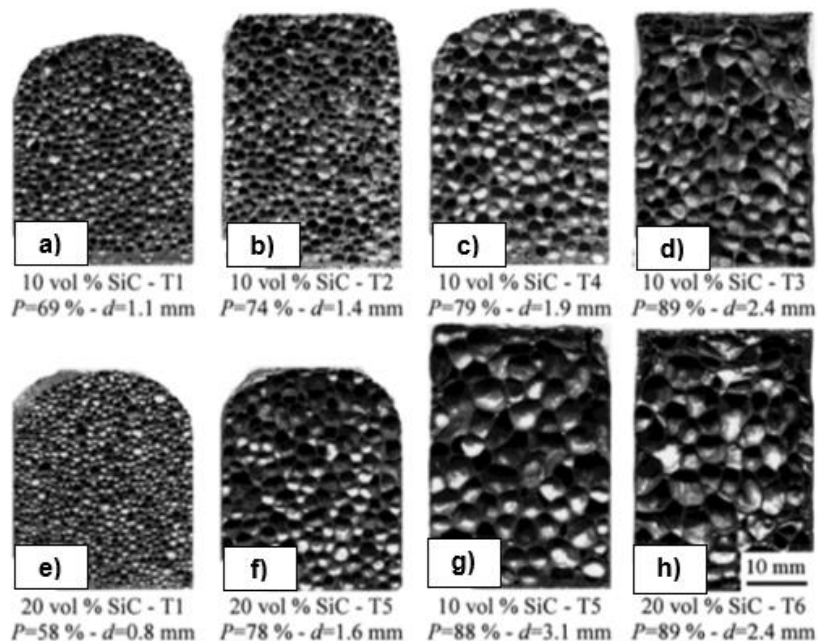
Konečná struktura hliníkové pěny je výsledkem souboru tří komplexních mechanismů: nukleace bubliny, expanze bubliny způsobené vývojem vodíku z plynných hydridových částic a redistribuce plynu v kompozitu, resp. v tavenině.

Z obr. 1.12 d) jsou patrné tyto dílčí závěry. Pěny, které obsahují vyšší množství částic karbidu křemíku, zahříváné za stejných podmínek jako ty, které obsahují nižší množství, obecně vykazují nižší hodnoty porozity a menší velikosti buněk, například a) s e) a f) s g).

Jsou-li vyšší teploty ohřevu prekurzoru a delší doby získávají se pěny s vyšší úrovní pórovitosti a větší průměrné velikosti buněk, např. c) s d) a f) s h). Jsou tři hlavní faktory, které ovlivňují pórovitost pěny a velikost buněk, jak je patrné z obr. 1.12d) obrázky: a až h):

*Důležitými parametry pro výrobu hliníkových pěn jsou:*

- 1) množství a kinetika vývoje vodíku,
- 2) viskozita taveniny,
- 3) kritická tloušťka buněčné stěny pro její prasknutí (buněčné koalescence).



Obr. 1. 12 d) Struktura kompozitních pěn Al – 9Si/SiCp s obsahem částic SiC (10 obj. % nebo 20 obj. %) a vliv tepelného zpracování T1 až T6, pórovitost (P) a průměr póru (d) pěny [25]

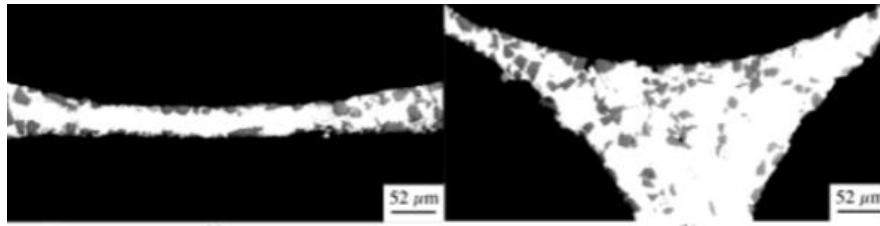
Pro úspěšnou práci s napěňovacím činidlem je potřeba znát jeho chování za různých podmínek. Pro používané napěňovací činidlo  $TiH_2$  je vždy třeba vyhodnotit závislost teplota – tlak – koncentrace (T – p – C). Např. z výzkumu izotermy soustavy Ti – H je zřejmé, že zvýšení teploty z 600 °C na 700 °C se zvyšuje rovnovážný tlak vodíku v systému o jeden řád [25].

Podobně změna poměru vodíku a titanu (H/Ti) z hodnoty 1,9 na 1,7 snižuje rovnovážný tlak v systému při konstantní teplotě cca 606 °C o jeden řád.

Tyto termodynamické souvislosti ukazují, proč rozdíl 20 °C při ohřevu výrazně zvyšuje pórovitost hliníkové pěny, viz obr. 1.12d), obrázky c a d.

Další oblastí úspěšné výroby hliníkových pěn je nutnost zvýšení viskozity taveniny pro stabilizaci tekutých kovových pěn to se obvykle provádí vnesením (inkorporací) nebo tvorbou vhodných částic v tavenině. Tyto částice jako např. je keramický prášek SiC (o velikost 5 až 20  $\mu m$ ). Tyto částice zvětšují viskozitu taveniny, ale také zvyšují viskozitu povrchu buňky hliníkové pěny. Nebo viskozitu taveniny, když se částice nachází na rozhraní tavenina - plyn.

Touto metodou lze získat omezený rozsah pěn o vysoké pórovitosti, ale s malou velikostí plynových buněk. To souvisí s tím, že kritická tloušťka buněčné stěny je poměrně velká pro kompozitní pěnové systémy. To brání tomu, aby se buněčné stěny staly tenkými, aniž by docházelo ke koalescenci buněk, což je nezbytný požadavek pro získání jemných buněk. Mikrostruktura řezu pěny, viz obr. 1.12e).

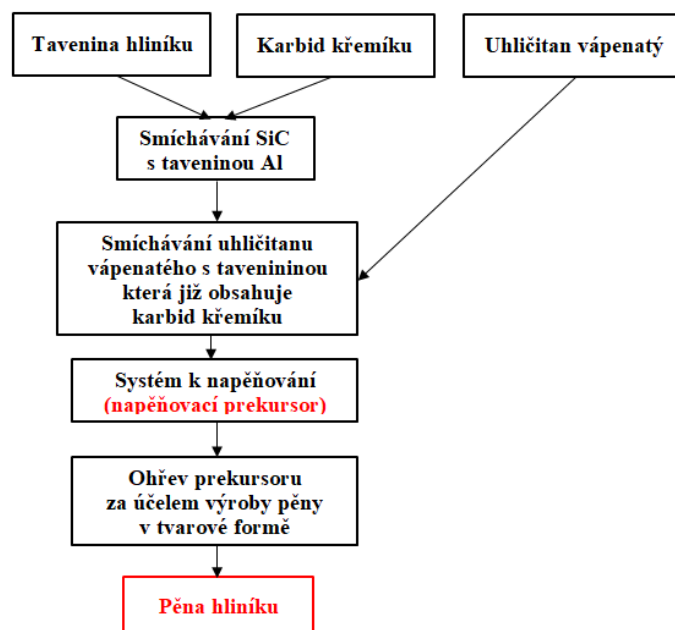


Obr. 1.12e) Řezy mikroskopické struktury ilustrující distribuci stabilizačních část  $\text{SiC}$  v hliníkové pěně na bázi slitiny  $\text{AlSi9}$ , buněčná struktura (vlevo), hranice buněk (vpravo), [25]

Obr. 1.12e) ukazuje, že kritická tloušťka buněčné stěny pro prasknutí je ovlivněna přítomností a velikostí keramických částic v buněčných stěnách. V kovových matricových kompozitech jemnější keramické částice slouží především ke zvýšení viskozity taveniny hliníkové slitiny.

Na obr. 1.13 je schéma metody **FOAMCARP** (**F**oaming of **A**luminium **M**MC by **C**halk-**A**luminium **R**eaCTION in **P**recursor), tj. napěňování hliníku MMC  $\text{CaCO}_3$  – reakce hliníku v prekursoru MMC (Metal Matrix Composites). V tomto případě je prekursor založen na použití  $\text{CaCO}_3$ , který se teplotou rozkládá za vzniku  $\text{CO}_2$ .  $\text{CO}_2$  při výrobě pěny funguje jako napěňovací činidlo.

**Poznámka:** Sloučenina, která se účastní chemických reakcí.



Obr. 1.13 Schéma výroby hliníkové pěny podle metody FOAMCARP, [18]

### 1.1.5 Napěňování taveniny na základě eutektického tuhnutí s rozpuštěným plynem, metoda GASAR

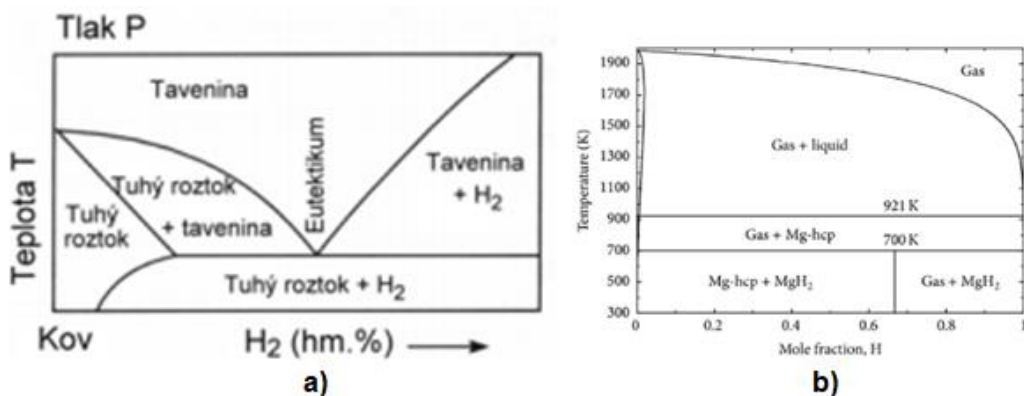
Metoda GASAR (Gascar) se v podstatě začala vyvíjet od roku 1980, k tomu přispěli američtí i sovětské výzkumníci. V roce 1996 bylo na Ukrajině sestaveno zařízení pro realizaci výroby 50 kg kovu. V této době se také touto metou se začali zabývat

i Japonci, od roku 2000 Čína, Korea a Brazílie. Metoda je založena na měnící se rozpustnosti vodíku v tavenině kovu v závislosti na tlaku. Současně je využívána skutečnost, že nějaký typ taveniny kovů s vodíkem tvoří eutektický systém. Tavením jednoho z těchto kovů v atmosféře vodíku za vysokého tlaku (do 50 atm., tj. do 5 MPa) se získá homogenní tavenina naplněná vodíkem. Parametry procesu musí být zvoleny tak, aby bubliny vodíku nevyplouvaly do zbývající kapaliny, ale aby zůstávaly v blízkosti zóny tuhnutí a byly součástí ztuhlého kovu.

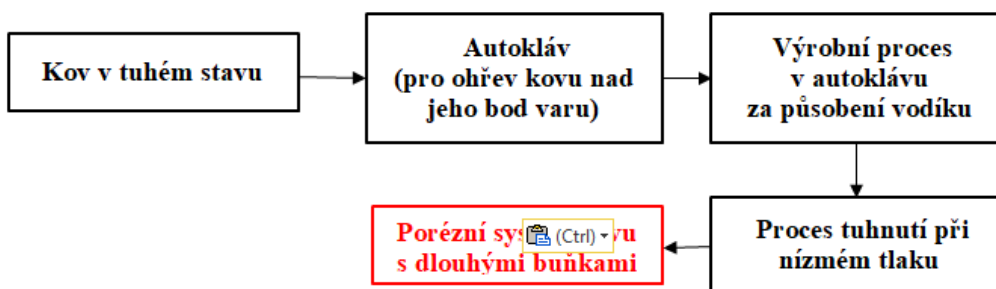
Výsledná morfologie pórů je do značné míry určena obsahem vodíku, jeho tlakem v tavenině, směrem a rychlostí odvodu tepla a chemickým složením taveniny. Obecně, v materiálu se převážně vyskytují prodloužené póry, které jsou orientované v podélném směru napěněného kovu. Při této výrobě pěny kov se taví v autoklávu a je přiveden pod vysoký tlak. Tento vysoký tlak podporuje vznik velkého množství bublin vodíku. Získaná tavenina nasycená velkým množstvím vodíku se nalije do formy uvnitř autoklávu. Pak následuje tuhnutí taveniny v termodynamicky výhodném směru (viz obr. 1.17) za sníženého tlaku. Jak čelo tuhnutí prostupuje taveninou (rychlostí v rozmezí 0,05 až 5 mm·s<sup>-1</sup>), obsah vodíku v blízkosti roviny tuhnutí se zvyšuje a tvoří se jeho bubliny na frontě tuhnutí. Maximální porozita vzniklého „pěnového“ systému je nízká (cca 5 až 75 %). Metoda Gasar je založená na tavenině příslušného kovu (např. hliník, nikl, měď, hořčík, chrom, molybden, kobalt, ale i ocel a keramiku), [11]. Proces stabilizace taveniny je založen na její vlastní viskozitě. Plyn, který se rozpouští v tavenině je vodík. Proces naplyňování je okamžitý. Tato metoda se začala nejvíce uplatňovat asi před deseti lety, [11]. Je založená na rovnovážném diagramu příslušného kovu a vodíku, viz obr. 1.14. A je využívána skutečnost, že některé tekuté kovy tvoří s plynným vodíkem eutektický systémem. K tomu je nutný autokláv, ve kterém lze připravovat taveninu daného kovu, plnit ji vodíkem a nakonec umožnit směrové tuhnutí. Pokud je nádoba pro výrobu kovu válcová, lze v materiálu vyrobít radiální i axiální póry v závislosti na způsobu ochlazování taveniny.

Pokud se jeden z výše uvedených kovů roztaví ve vodíkové atmosféře pod vysokým tlakem, výsledkem je homogenní tavenina naplněná vodíkem. Pokud je teplota snížena, tavenina nakonec projde eutektickým přechodem za vzniku heterogenního dvoufázového systému (tuhý kov + plyn). Je-li složení systému dostatečně blízko k eutektické koncentraci, při jedné teplotě dojde k segregační reakci. V okamžiku, kdy tavenina ztuhne, obsahuje plynové póry. Výsledná morfologie pórů je z velké části závislá na obsahu vodíku, na tlaku nad taveninou, na směru a rychlosti odvodu tepla a chemickým složením taveniny. Na obr. 1.15 je blokové schéma metody Gasar.

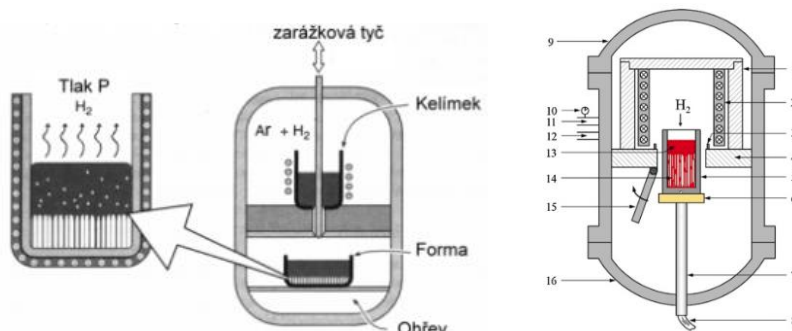
Na obr. 1.16 je schéma příslušného zařízení. Zpočátku se kov roztaví v *autoklávu* za bodem varu a později se tato vysokoteplotní tavenina uvede do styku s vysokým tlakem pro řešení obrovského množství vodíku v tavenině. Po vyřešení je nasycená tavenina přenesena do formy, která je přítomna uvnitř autoklávu a tuhnutí nasycené taveniny se provádí za nízkého tlaku. Díky tomuto procesu se při tuhnutí taveniny za nízkých tlaků „vysráží vodík“, kterým byla nasycena tavenina. Pórovitost pěn vyrobených tímto způsobem je 5 až 75 %. Obecně se tvoří velmi podlouhlé póry orientované ve směru tuhnutí, viz obr. 1.17.



Obr. 1.14 Ilustrativní rovnovážný diagram kov – vodík (a), systé, hořčík – vodík (b)



Obr. 1.15 Blokové schéma metody Gasar [13]



1. Tepelně izolační vrstva, 2. Třífázový ohřivač odporového grafitu, 3. Držák formy,
4. Tepelně izolační vrstva, 5. Grafitová forma, 6. Vodou chlazený měděná krystalizátor, 7. Zarážková tyč, 8. Chladící voda, 9. Horní kryt pece, 10. Manometr,
11. Přívod plynu, 12. Výstup plynu, 13. Roztavená Cu, 14. Gasar Cu,
15. Otáčení tepelné přepážky, 16. Spodní kryt pece.

Obr. 1.16 Schéma zařízení pro výrobu napěněných ingotů metodou Gasar s použitím směrové krystalizace (vlevo), Bridgmanovou metodou podle Gasar [15]

Průměr pórů se pohybuje od 10  $\mu\text{m}$  do 10 mm, délka pórů bývá 100  $\mu\text{m}$  až 300 mm a porozita je od 5 % do 75 %. Rozložení velikosti pórů bývá nerovnoměrné, vlivem souběžného růstu malých a velkých pórů a jejich koalescence. Póry mohou být kuželovité nebo dokonce vlnité. Slovo "gasar" bylo navrženo tak, aby odkazovalo na



porézní materiály tvořené eutektickým tuhnutím tuhého plynu. Gasar je ruská zkratka, která v ruské zkratce znamená "vyztužený plyn".



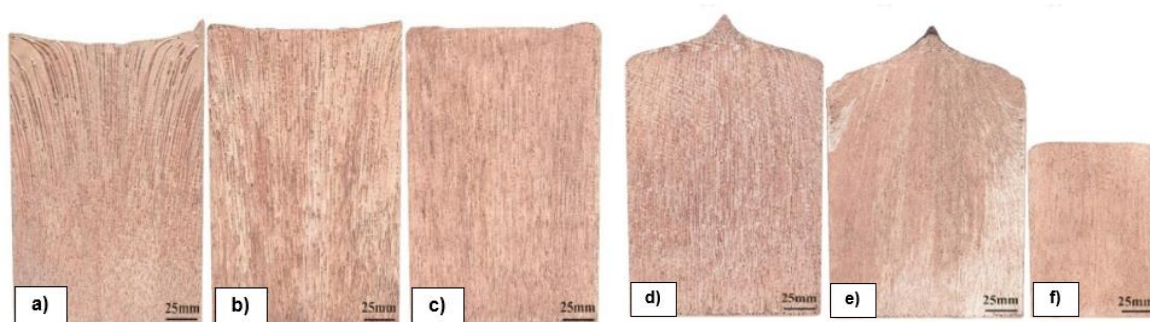
Obr. 1.17 Celulární kovový systém vyrobený metodou Gasar, obsahuje převážně podlouhlé póry (buňky), podle V. Shapovalova, jak je uvedeno [1]

V tabulce 1-4 jsou uvedeny technologické parametry metody GASAR při zpracování ingotů ze slitiny mědi.

Tabulka 1-4 Technologické parametry metody GASAR při zpracování slitiny mědi [1]

<i>Technologické parametry zpracování Cu slitiny</i>							
Vzorek	m [kg]	D [mm]	P(H <sub>2</sub> ) [MPa]	P(Ar) [MPa]	T [K]	Rychlost [mm·s <sup>-1</sup> ]	Porozita [%]
a	19.98	150	0.36	0.12	1407	0	38.3
b	19.94					0.3	39.8
c	20.20					0.5	39.7
d	19.82					0.8	39.5
e	19.98					1.0	37.6
f	5.65	100				1.0	38.4

Na obr. 1.18 jsou uvedeny řezy vyrobených ingotů dle parametrů uvedených v tabulce 1-4.



Obr. 1.18 Morfologie pórů na podélných úsecích vzorků (a, b, c, d, e, f) [1]

## 1.2 Metody výroby celulárních systémů z kovových prášků [1], [2]

Výroba celulárních systémů metodou práškové metalurgie (PM) je dnes atraktivní způsob výroby kovových pěn z komponent na bázi hliníku. Z důvodu, že lze vyrobit velké množství tvarových aplikací. Je to způsob, kdy napěňování čistých kovů

a jejich slitin se provádí bez nutnosti použití stabilizačních keramických částic. Tyto částice vadí při případném mechanickém dělení takto vyrobených napěněných materiálů. Metoda práškové metalurgie byla patentována Allenem a kol v roce 1963, [65]. Dále se vyvíjela ve Fraunhoferově institutu pro výzkum aplikovaných materiálů (IFAM) v Brémách (Německo), [3].

Tato technologie se využívá k přípravě kovových celulárních materiálů, nejčastěji na bázi hliníkových prášků. Technologie využívá, jak prášek kovu, tak prášek napěňovacího činidla. Nebo na místo prášku napěňovacího činidla mohou být použity inertní plyny, které obsahuje tzv. prekurzor.

Metodu práškové metalurgie (PM) lze použít k výrobě pěn různých kovů a jejich slitin [4],[5],[6],[7], jako je hliník, zinek, cín, ocel atd. Pro průmyslovou aplikaci je důležitá výroba kovových pěn na bázi hliníku, díky jeho vlastnostem (objemová hmotnost, schopnost absorpce energie, tlumení vibrací a odolnost proti korozi, atd.). Pro výrobu hliníkových pěn se používá čistý hliník a jeho slitiny. Dobrá kvalita hliníkových pěn závisí na volbě správného napěňovacího činidla (nadouvadla), které zajišťuje jednotné fyzikální vlastnosti. Výrobní parametry v různých etapách často vyžadují i vhodné úpravy. Prvním krokem je příprava kompaktního, hustého a pevného polotovaru, který se nazývá napěnitelný (zpěnitelný) prekurzor. Toho je dosaženo použitím konvenční techniky, která umožňuje výrobu kompaktního materiálu (ze směsi kovového práškovou a napěňovacího činidla (nejčastěji se používá  $TiH_2$  v množství 0,6 až 1 hmot. % a prášek příslušného kovu). Druhým krokem je výroba kovové pěny zahříváním tohoto zpěnitelného prekurzoru při teplotě vyšší, než je jeho teplota tání. Metoda PM může být použita dvěma technikami [8].

*Výrobu pěn z kovového prášku, lze rozdělit do dvou skupin:*

- 1) Napěňování je realizováno plynem, který vznikl uvolněným z napěňovacího činidla (IFAM proces);
- 2) Proces obsahující zachycený plyn (např. McDonell Douglas).

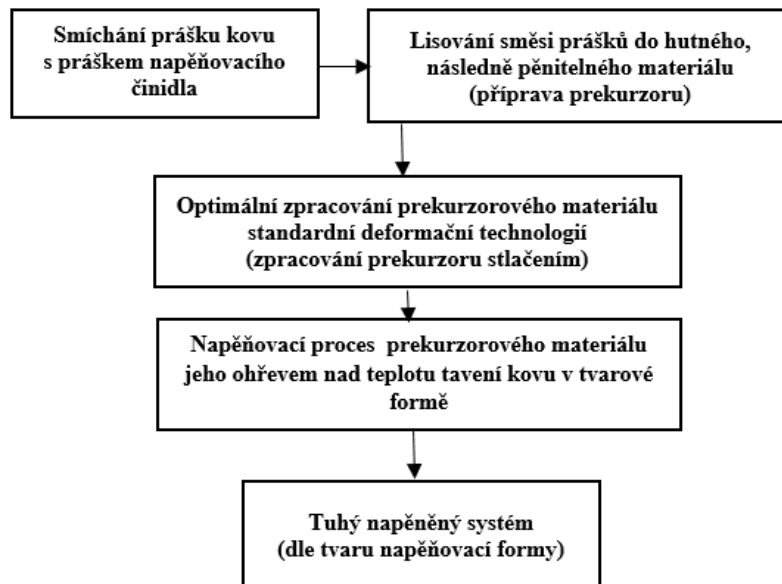
Při této metodě výroby pěn PM lze použít prášek  $TiH_2$  o vysoké čistotě (99,6 %) a rozměrech zrn cca 33  $\mu m$ . Je vhodné, když prášek  $TiH_2$  je před napěňovacím procesem tepelně zpracován (24 hod., teplota 400 °C a 1 hod. 500 °C). Tepelné zpracování a tvorba oxidové vrstvy zpožďuje vývoj plynu, resp. vodíku při tepelném rozkladu  $TiH_2$ . Dále je nutné, aby se vodík z  $TiH_2$  začínal uvolňovat při teplotě, která je vyšší, než je teplota tání čistého hliníku (660 °C), nebo při teplotě vyšší, než je eutektická teplota 577 °C při použití slitin na bázi Al - Si, [15].

Výroba kovových pěn pomocí práškové metalurgie, zahrnuje mnoho způsobů, které jsou různě nazývány, byly patentovány a mají různá označení.

### **1.2.1 Výroba hliníkových celulárních systémů práškovou metalurgií, Fraunhoferův proces – IFAM**

*FRAUNHOFERŮV* proces (*IFAM* proces) pro výrobu kovových pěn práškovou metalurgií (PM) byl vyvinut na Fraunhoferově institutu v Brémách v Německo a také patentován, [29], [30], [31]. Vyznačuje se tím, že po smíchání prášků je tato jejich směs

zhuštěna jednostranným stlačením, válcováním prášku nebo vytlačováním v závislosti na požadovaném tvaru. Podobný proces práškové metalurgie je proces *MEPURA* (Alulight by Mepura, Ranshofen, Rakousko), který používá kontinuální vytlačovací technologii ke zhuštění směsi prášků. Schéma výroby napěněných systémů *FRANHOFFEROVÝM* procesem je uvedeno na obr. 1.19.



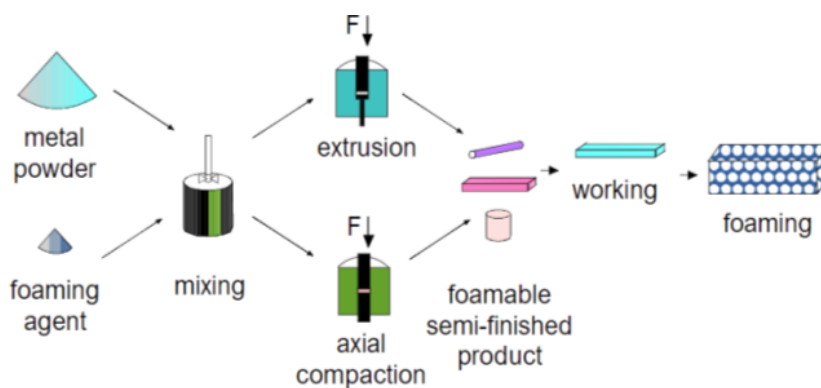
Obr. 1.19 Schéma výroby kovové pěny metodou práškové metalurgie, proces IFAM [29]

Pro výrobu „hliníkové pěny“ metodou PM (práškové metalurgie) je komerčně dodáváný prášek z příslušné slitiny hliníku. Tento prášek se smíchá s práškem napěňovacího činidla (tak, aby hliníkový prášek byl rovnoměrně zastoupený ve směsi) a poté je tato směs prášků stlačena určitým tlakem. Jako výsledek se získá polotovar (prekursor) ve kterém je napěňovací činidlo homogenně distribuováno v hutné, prakticky neporézní kovové matici. Tento napěnitelný materiál může být dále za tepla zpracováván na plechy, tyče, profily atd., běžnými technikami, jako je válcování, vytlačování. Nakonec se napěněné kovové části získají pouhým zahřátím materiálu nad teploty tání příslušného kovu. Napěňované materiály o různé hustotě pórů jsou závislé na obsahu napěňovacího činidla a použitých parametrech napěňovacího procesu. Porozita těchto materiálů se pohybuje od 50 do 92 %, ale pro hliník je výhodné rozmezí od 80 do 85 %. Pokud se jako napěňovací činidla použijí hydridy kovů, je ve většině případů jejich obsah dostatečný při hodnotě nižší, než je 1 hmot. %. Metodu lze použít jak pro hliník a jeho slitiny, ale také pro další kovy. Jako např. cín, zinek, mosaz, bronz a olovo. Musí být použita vhodná napěňovací činidla a parametry procesu.

Byly charakterizovány další fyzikální a mechanické vlastnosti, [40]. Tento způsob je nyní rozšířen na kovy s vyššími teplotami tání, jako je např. železo a ocel [41].

Na obr. 1.20 je znázorněno schéma způsob výroby kovových technologií IFAM, jak prezentuje německá firma, [1]. Na obr. 1.21 jsou uvedeny trubky a profily z hliníkové pěny (IFAM, Německo), [45].

Struktura kovové pěny vyrobené metodou Franhofer (IFAM) je uvedena na obr. 1.22.

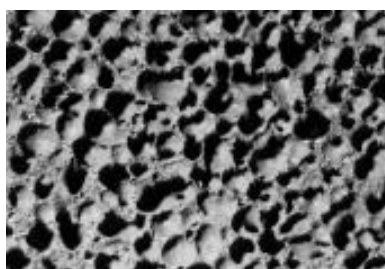


*Metal powder – kovový prášek; foaming agent – napěňovací činidlo; mixing- míchání; extrusion – vytlačování; axial compaction – axiální zhutnění; foamable semi-finished product – pěnový polotovar; working – výroba; foaming – pěňování.*

Obr. 1.20 Schéma výroby hliníkových pěn, pomocí technologie IFAM, Německo KAMMER [45]



Obr. 1.21 Trubky a profily z hliníkové pěny, IFAM, Německo, KAMMER [45]

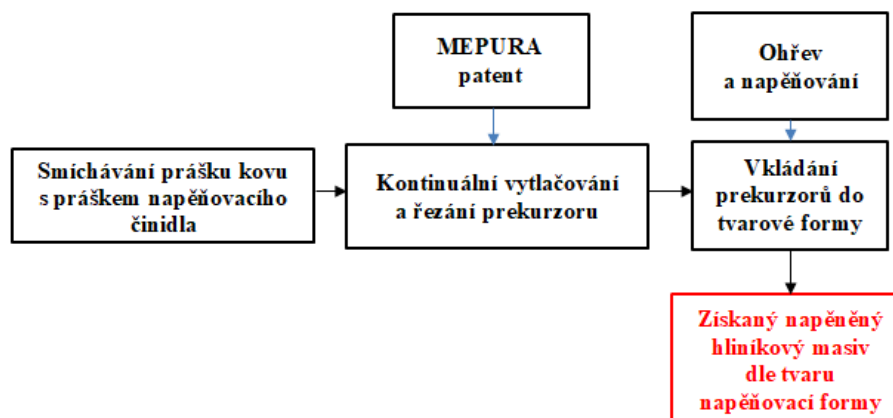


Obr. 1.22 Struktura pěny vyrobené z kovového prášku metodou IFAM, (přibližné měřítko 4:1), [40]

### 1.2.2 Výroba hliníkových celulárních systémů práškovou metalurgií a plynem uvolněným napěňovacím činidlem, proces ALULIGHT (patent MEPURA)

Jak bylo výše uvedeno, při procesu *IFAM* (Fraunhofer-Institut v Brémách, Německo), je materiál zhutněn jednostranným stlačením, válcováním prášku nebo vytlačováním v závislosti na požadovaném tvaru. Proces MEPURA (Alulight by Mepura, Ranshofen, Rakousko), [45] používá ke zhutnění směsi kontinuální vytlačovací technologii. Směs je zhutněna na hutný polotovar. Dalším krokem je tepelné zpracování až do teploty tání matricového kovu a nad teplotou rozkladu napěňovacího činidla. Při této teplotě se zpěňovací činidlo rozkládá a uvolňuje plynný vodík. Tento plyn vede k výrobě vysoce porézní kovové struktury s uzavřenými buňkami. Ochlazování taveniny pod teplotu tání kovu se napěňování zastaví. *Metoda ALULIGHT (MEPURA)*, resp. patent *MEPURA* neboli také metoda MEPURA (Alulight by Mepura, Ranshofen, Rakousko) je analogická k metodě *IFAM (FRAUNHOFER)*. Na obr. 1.21 jsou uvedeny výrobky z hliníkové pěny IFAM. Blokové schéma technologie MEPURA je uvedeno na obr. 1.23. Na obr. 1.24 je ilustrační obrázkové schéma výroby kovových „pěn“ z prášků technologií MEPURA, [45].

Technologie MEPURA začíná smícháním kovových prášků (čistého kovu, slitiny nebo práškové směsi) s pěnovým činidlem pro hliník a jeho slitiny obvykle 0,4 až 0,6 hmot. %  $\text{TiH}_2$ . Nejčastějšími slitinami pro napěňování jsou tvářené slitiny (řada 1xxx, čistý hliník; řada 2xxx, slitiny typu Al-Cu a řada 6xxx, slitiny typu Al-Mg-Si). Dále slitiny pro odlévání (nejčastěji slitiny typu Al-Si, tj. siluminy, např. AlSi7 a AlSi12, které mají vynikající schopnost napěnění kvůli nízké teplotě tání a vykazují dobré napěňovací vlastnosti.

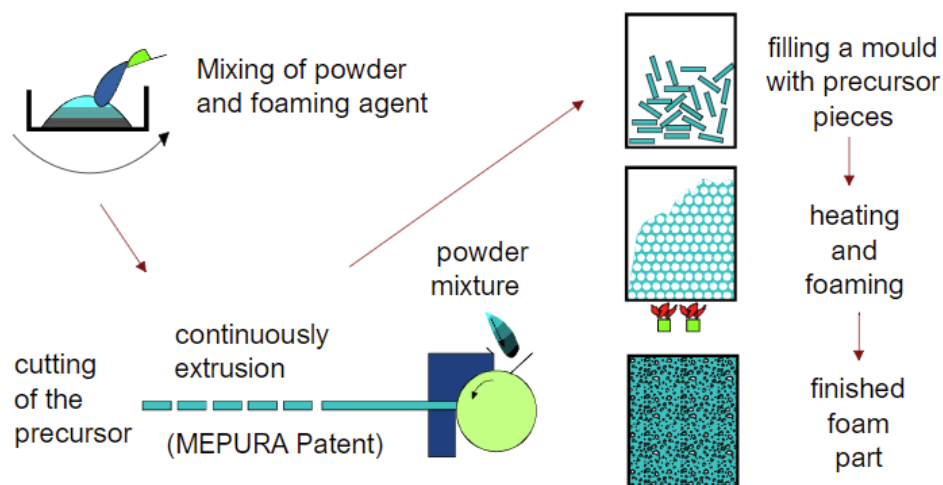


Obr. 1.23 Blokové schéma metody MEPURA (Ranshofen, Rakousko), [45]

Bylo prokázáno, jak uvádí JERZ [56], že póry vyrobené s použitím slitiny hliníku určené pro tváření mají póry převážně kruhového profilu, větších rozměrů. Naopak póry vyráběné s použitím slévárenských slitin jsou menší a mají nepravidelný tvar. Stěny jsou mezi póry velmi tenké a jejich struktura je nerovnoměrná.

Patent, resp. proces MEPURA využívá technologii zhutnění směsi (kovového prášku a prášku pro napěňování). Zhutněný systém (směsi prášků) se tepelně

zpracuje až do bodu tavení zhutněného kovu a nad teplotou rozkladu napěňovacího činidla. Při této teplotě se napěňovací činidlo rozkládá (pokud je to např.  $TiH_2$ , tak se uvolňuje se plynný vodík). Tento plyn pomáhá materiálu se utvářet do vysoce porézní struktury s uzavřenými buňkami.



*Mixing of powder and foaming agent – míchání prášku kovu a prášku napěňovacího činidla; cutting of the precursor – řezání prekurzoru; continuously extrusion – nepřetržitě vytlačování; powder mixture – prášková směs; filling a mould with precursor pieces – vyplňování formy kusy prekurzoru; heating and foaming – ohřev a napěňování; finished foam part – hotový pěnový díl*

Obr. 1.24 Schéma výroby hliníkových celulárních systémů pěn z prášků technologií MEPURA (Company MEPURA, Rakousko), [32]

Při utváření struktury se proces zpomaluje, pokud materiál dosáhne teplotu bodu tání příslušného kovu a proces se zastaví při ochlazování na teplotu pod bodem tání. Vzniklá pórovitost kovové pěny se pohybuje od 65 % do 85 %.

Výroba kovové pěny technologií MEPURA je závislá na mnoha činitelích. Např. na podmínkách zhutňování (technologie, stupeň deformace, teplota, tlak, čas), na kvalitě prášků (typ částic, velikost částic, slitina, podmínky míchání), na parametrech napěňovacího procesu (teplota, rychlost ohřevu, doba chlazení, atmosféra). Objemová hmotnost pěny může být kontrolována obsahem napěňovacího činidla, teplotou a rychlostí ohřevu, [50].

Jak již bylo výše uvedeno, prvním krokem procesu MEPURA, je smíchání prášku hliníku s práškem napěňovacího činidla. Dalším krokem je vytvoření prekurzoru, tj. vytlačování směsi prášků do kompaktního zpěnitelného systému. V tomto procesu se však prekurzor zahřívá v pěnivé dutině až do bodu tání slitiny. To vede k vytvoření kapalných pěn, které se vstříkují řízeným způsobem do formy.

Jak vyplývá z výše uvedených skutečností, hliníkové pěny jsou izotropní porézní materiály s několika neobvyklými vlastnostmi, které je možno zvláště vhodně využít při jejich technických aplikacích (deformační prvky karoserií automobilů). Vzhledem k jejich nízké hustotě (cca 500 až 1000  $kg \cdot m^{-3}$ ), mohou pěny plavat ve vodě, v případě obsahu uzavřených plynových buněk. Pěny vykazují sníženou vodivost jak pro teplo, tak pro elektrickou energii. Pevnost je nižší než u konvenčního hliníku



a klesá se snižující se hustotou. Pěny jsou stabilní při teplotách až do bodu tání. Jsou nehořlavé a netoxické. Ve většině technologií výroby pěnových vlastností se vlastnosti mohou měnit v širokém rozmezí tím, že se řídí výrobní parametry. Některé příklady vlastností jsou uvedeny v tabulce 1-5.

V tabulce 1-5 Hodnoty vlastností hliníkových pěn (IFAM a MEPURA), [45]

<i>Vlastnosti hliníkových pěn (IFAM a MEPURA)</i>				
<b>Technologické parametry a vlastnosti</b>	<b>Čistý Al 99,5</b>	<b>Čistý Al 99,5</b>	<b>AlSi12</b>	
<b>Napěňovací činidlo</b>	nenapěněný	TiH <sub>2</sub>	TiH <sub>2</sub>	
<b>Objemová hmotnost [kg·m<sup>-3</sup>]</b>	2700	400	540	840
<b>Pevnost při namáhání v tlaku [MPa]</b>	76	3	7	15
<b>Absorbovaná energie při 30 % stlačení [MJ·m<sup>3</sup>]</b>	-	0,72	2,0	4,0
<b>[kJ·kg<sup>-1</sup>]</b>	-	1,8	3,7	4,8
<b>Modul pružnosti v tahu [MPa]</b>	67 000 (MPa) (67 GPa)	2400 (2,4 GPa)	5000 (5 GPa)	14 000 (14 GPa)
<b>Elektrická vodivost [m·Ω<sup>-1</sup>·mm<sup>-2</sup>]</b>	34	2,1	Neměřeno	
<b>Tepečná vodivost [W·m<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>]</b>	235	12	13	24

**Metoda ALULIGHT** je v podstatě modifikovaná metoda procesu MEPURA. První kroky této technologie jsou srovnatelné s procesem MEPURA, tj. smíchání hliníkového prášku s pěnovým činidlem a kontinuální vytlačování do kompaktního napěnitelného prekursoru. V tomto případě se prekursor zahřívá v napěňovací komoře až do bodu tání slitiny. To vede k vytvoření kapalné pěny, která se vstříkuje řízeným způsobem do formy, která bývá nejčastěji kovová, popř. výjimečně může být i písková. To umožňuje efektivní malosériovou i velkosériovou výrobu i výrobu prototypů. Takové to pěnové systémy mohou tvořit vnitřní partie odlitků z hliníku.

Na obr. 1.25a) je blokové schéma podrobnější výroby hliníkové pěny práškovou metalurgií, metodou ALULIGHT. Je to metoda, která vede k výrobě pěnového hliníku se souvislou povrchovou vrstvou. Tato metoda je nejperspektivnější z hlediska výroby konstrukčních součástí se souvislou povrchovou vrstvou. Na obr. 1.25b) je obrázkové schéma metody, tak jak ho prezentuje firma LKR (Leicht-metallkompetenzzentrum Ranshofen, Rakousko) [55].

Jak již bylo uvedeno, a je také patrná z obr. 1.25a) výroba hliníkových pěn práškovou metalurgií spočívá v tom, že prášek hliníku nebo prášek hliníkové slitiny se při této metodě výroby pěnového hliníku nejdřív smíchá s práškem napěňovač (TiH<sub>2</sub> nebo ZrH<sub>2</sub>). Na obr. 1.52b) je ukázka poměru hliníkového prášku a množství napěňovacího činidla v souvislosti s množstvím získaného polotovaru, který je následně napěňován v napěňovací formě.

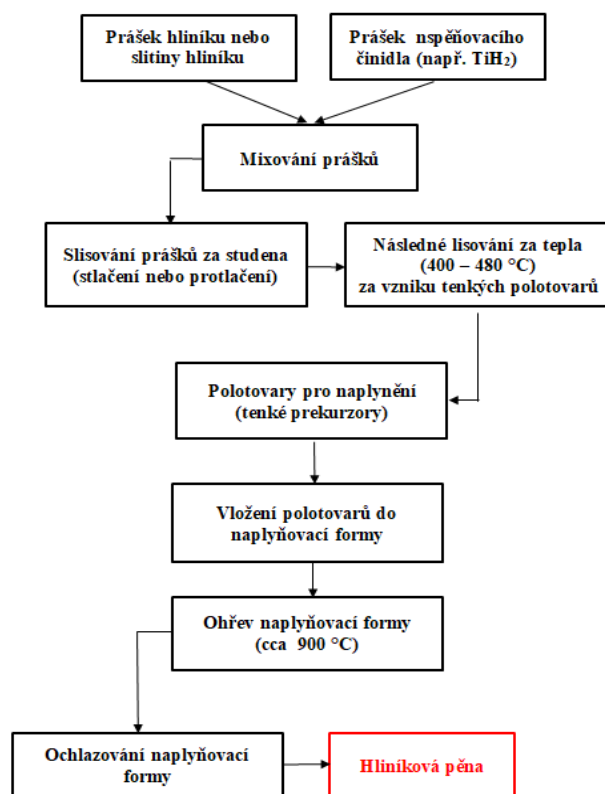
Z takto vytvořené směsi prášků se lisováním za studena a následným protlačovacím lisováním za tepla (v tuhém stavu), alespoň tlakem 200 MPa vyrobí



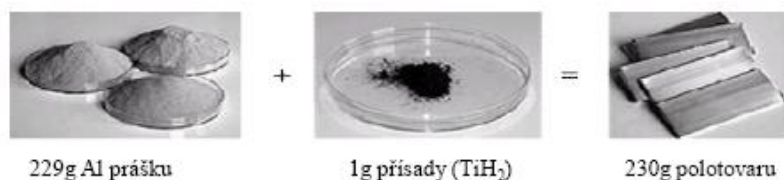
napěnitelný polotovar v podobě tyček, drátů, nebo různých jiných vhodně velkých profilů. Lisování za tepla umožní vytvoření ochranné vrstvičky na povrchu napěňovacího polotovaru, aby funkce napěňovacího činidla se projevila až v okamžiku natavení polotovaru.

Dále tento polotovar má částice napěňovacího činidla rovnoměrně rozložené a plynotěsně uzavřené v celém objemu (díky lisování za tepla vysokými tlaky). Pokud se tento napěňovací polotovar vloží do napěňovací formy a v ní se ohřeje v elektrické peci nad teplotu tavení příslušné hliníkové slitiny (slitiny hliníkového prášku), dojde k roztavení napěnitelného činidla. Na obr. 1.25c) je ukázka elektrické odporové pece pro zpracování hliníkových pěn [55].

Po roztavení polotovaru se začne z napěňovacího činidla (např.  $TiH_2$ ) v důsledku jeho tepelného rozkladu uvolňovat vodík, který tvoří v hliníkové tavenině bubliny a tím vzniká napěněná hliníková tavenina, která vyplní dutinu příslušné tvarové formy. Po zaplnění napěňovací formy „kovovou pěnou“ začne hliníková tavenina vytékat přes netěsnosti ve formě. To je signál, že již proběhl napěňovací proces taveniny a forma je vyplněna tekutou kovovou pěnou. Následným rychlým ochlazením formy se získá napěněný tuhý masiv hliníku, dle tvaru dutiny napěňovací formy.



Obr. 1.25a) Blokové schéma výroby hliníkových pěn metodou ALULIGHT, CURRAN [18]

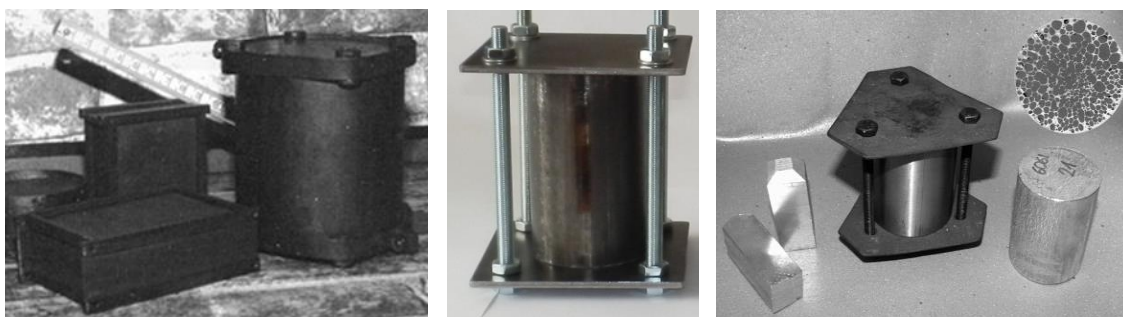


Obr. 1.25b) Poměr mezi hliníkovým práškem a množstvím napěňovacího činidla při přípravě napěňovacího polotovaru, [55]

jehož tvar kopíruje dutinu napěňovací formy. K tomuto účelu se používají různé tvary napěňovací formy, viz obr. 1.25d).



Obr. 1.25c) Odporová elektrická pec pro realizaci napěňovacího procesu hliníkových polotovarů vyrobených práškovou metalurgií (firma LKR), [55]



Obr. 1.25 d) Napěňovací forma pro výrobu hliníkových pěn práškovou metalurgií (vlevo), JERZ [56], jiná konstrukce napěňovací formy (uprostřed), napěňovací polotovar, forma a řez vyrobenou hliníkovou pěnou (vpravo), LEHMHUS [57]

Problematikou výroby hliníkových pěn práškovou metalurgií se zabýval také LEHMHUS [57]. Použil prášek slitiny hliníku AlMg1SiCu, který zakoupil od firmy MEPURA (Ranshofen, Rakousko). Prášek slitiny hliníku byl smíchán s 0,5 hmot. % prášku hydridu titanu (Chemetall, Hanau), který působil jako napěňovací činidlo. Dále standardním způsobem (lisování za studena a za tepla) byly vytvořeny napěňovací polotovary (prekurzory) ve tvaru tyček obdélníkového průřezu. Polotovary byly vloženy do válcové ocelové napěňovací formy. Forma byla vložena do pece, ve vzhřímené poloze, s cirkulací atmosféry o teplotě 730 °C. Tak postupně docházelo k ohřevu polotovaru i rozkladu napěňovacího činidla a k napěňovacímu procesu až napěňovaná tavenina

vyplnila dutinu formy. Po ochlazení formy na pokojovou teplotu byly vyjmuty vzorky hliníkové pěny tvaru válce  $\varnothing$  45 x 60 mm. Objemová hmotnost vyrobení hliníkové pěny dosahovala  $600 \pm 30$  [kg·m<sup>-3</sup>].

Použitá jednoduchá tvarová forma je na obr. 1.25d). Vyrobené napěňovací polotovary (prekursory) byly vloženy do válcové kovové napěňovací formy, viz obr. 1.25d), vpravo.

Na obr. 1.25e) jsou díly z hliníkové pěny s povrchovou krustou, které byly vyrobeny práškovou metalurgií, metodou firmy LKR (Leichtmetall Kompetenzzentrum Ranshofen, Rakousko).



Obr. 1.25 e) Hliníkové pěny s povrchovou krustou, vyrobeno na základě práškové technologie (prášek AlSi12 a TiH<sub>2</sub>), rozměr 150 x 50 x 10 mm, [55]

Výrobu hliníkové pěny pomocí práškové metalurgie metodou ALULIGHT aplikují pracovníci Institutu materiálu a mechaniky strojů *Slovenské akademie věd pro výrobu hliníkových panelů*. Na obr. 1.25a) je blokové schéma výroby panelů metodou ALULIGHT.

Pěnové hliníkové a sendviče panely jsou vyráběny technologií *práškové metalurgie* (PM), představují novou třídu konstrukčních materiálů s obrovským aplikačním potenciálem pro výrobu lehčených konstrukcí. Jsou alternativou náhrady dřeva, plastů nebo různých drahých sendvičů. Některé z těchto vlastností jsou lepší než vlastnosti polymerních pěnových panelů. Jsou odolnější a stabilnější při působení zvýšených teplot. Vykazují vynikající protipožární odolnost a nevytvářejí toxické výpary v ohni. Mohou být potenciálně využity v dopravním průmyslu pro lehké tuhé konstrukce karosérií autobusů, vlaků, lodí, automobilů atd. Odolnost vůči lomu, odolnost vůči poškození a absorpce energie panelů může být dokonce zlepšena vyztužením jejich povrchu ocelovými dráty, bez zvýšených nákladů na jejich výrobu.

Základem výroby jsou vhodné prášky (kovu i napěňovacího činidla), velikost částic prášků a poměr prášku kovu k množství prášku napěňovacího činidla. Kovovým práškem nejčastěji bývá prášek hliníku nebo jeho slitiny. Používaným napěňovacím činidlem bývá prášek TiH<sub>2</sub> nebo ZrH<sub>2</sub>, atd. Hliníková pěna vyráběná metodou PM, která byla nedávno vyvinuta v Institutu materiálu a mechaniky strojů *Slovenské akademie věd pro rakouskou společnost MEPURA GmbH*, má obchodní název ALULIGHT.

**Příprava kovové pěny** pro výrobu Alulight panelů je následující (viz obr. 1.26a), zahrnuje smísení kovových prášků za sucha (hliník nebo jeho slitiny) za použití

práškových napěňovacích činidel (typicky  $TiH_2$  a  $ZrH_2$ ), zhutňování za studena a potom vytlačováním při teplotě cca 400 až 480 °C.

Napěňovací činidlo se tak stává rovnoměrně rozloženým v kovové matici. Proces vytlačování je užitečný při rozrušování oxidových filmů na povrchu kovových prášků. Tento produkt je považován za prekursorový materiál, který je snadno přeměnitelný na pěnu. Tato přeměna se provádí jednoduše zahřátím prekursoru na teplotu, při které slitina kovu se převádí na taveninu. Tímto zahřátím se napěňovací činidlo rozkládá a vyvíjí plyn, který je základem pro tvorbu pěny. Aby si vytvořená pěna zachovala svůj stav, musí být stabilizována velmi *jemnými oxidovými částicemi* rovnoměrně rozptýlenými v prekursoru po jeho zhotovení. To je po jeho vytlačování.

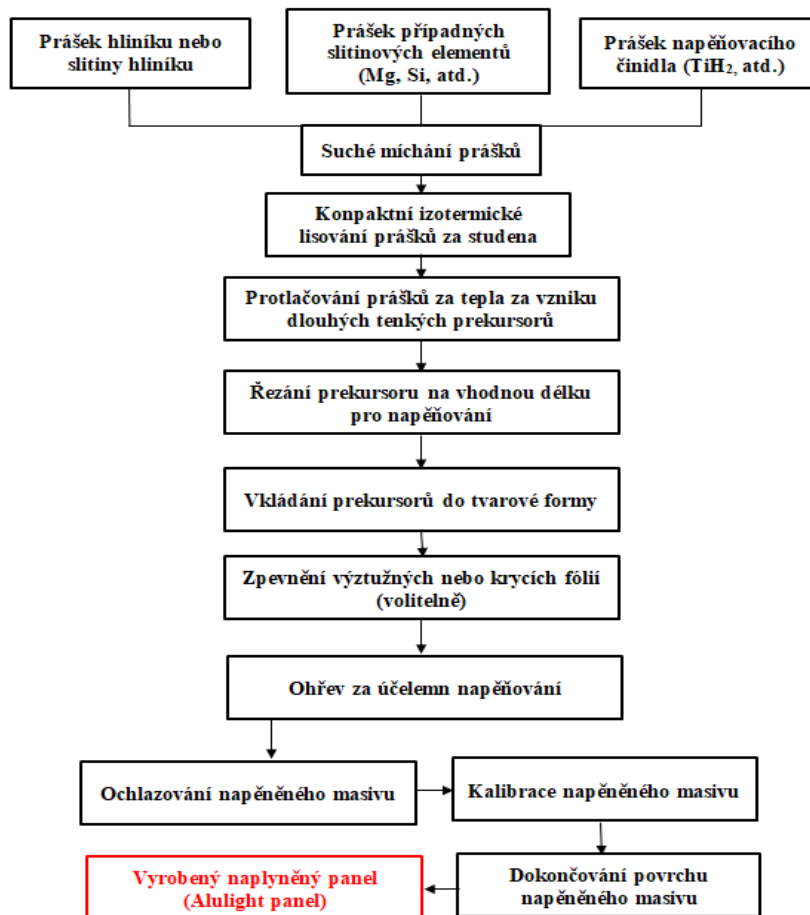
Po roztavení a napěnění je pěnový panel rychle ochlazen, aby se zabránilo zhroucení pěnové struktury. Tato technika vyžaduje speciální tenkostěnné formy odolávající změnám teploty. Větší díly, jako jsou tvarované panely, jsou proto napěněny speciálně na základě specifického provedení nastavení, které umožňuje současné lisování, vytápění a chlazení. Jak již bylo výše uvedeno, pěnové panely mohou být vyztuženy kovovými dráty nebo sítěmi jako beton. V této kazetě jsou vyztužné komponenty (z oceli) vloženy do formy společně s napěnitelným PM-prekuzorem před napěněním.

**Vlastnosti panelů** – závisí na použité hliníkové slitině. Panely mohou být vyrobeny z různých slitin tvářeného nebo litého čistého hliníku, ze slitin hliníku řady 6000 nebo ze slitin hliníku AlSi12.

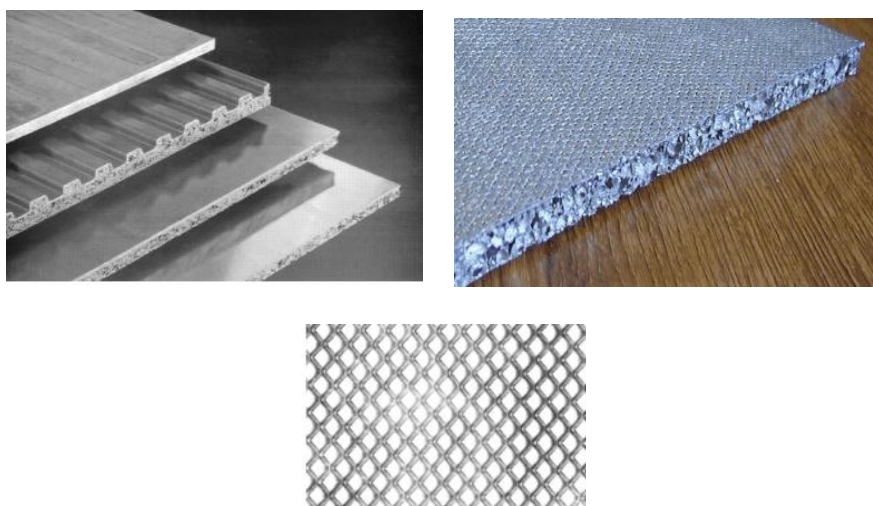
Mechanické vlastnosti panelů lze optimalizovat vhodným tepelným zpracováním slitiny po napěnění. Pěnové sendviče mohou být také vyráběny s hladkými nebo tvarovanými hliníkovými krycími plechy (obr. 1.26b) buď na jedné nebo na obou stranách. To v případě, pokud je požadována vyšší pevnost v ohybu nebo specifická kvalita povrchu těchto výrobků.

Další možností je vyztužení panelu kovovými dráty nebo sítěmi jako beton, viz obr. 1.26b). Přílnavost je vždy difúzně vázána na strukturu pěny. Jedním z technologických postupů je, že vyztužené panely nebo sendviče jsou připraveny při zpěnění v jedné technologické operaci, což významně snižuje výrobní náklady.

Mimořádně vysoký poměr mezi tuhostí a hmotností panelů, vysoká hodnota absorpčních vlastností jsou zárukou pro jejich technické aplikace. Odolnost vůči lomu a poškození mohou být podstatně zlepšeny bez nadměrného zvýšení hmotnosti použitím povrchových sítí a nebo drátových vyztuží. Kromě toho lze snadno spojit vyztužné panely, což jim otevírá obrovský potenciál pro aplikace v automobilovém průmyslu, zejména pro lehké konstrukce karoserií budoucích elektromobilů.



Obr. 1.26 a) Blokové schéma výroby panelů ALULIGHT ŠIMANČÍK, [46]



Obr. 1.26 b) Hliníkové napěněné panely a sendvičové panely (vlevo); hliníkový napěněný panel jehož povrch je vyztužen sítí z korozivzdorné oceli (vpravo), síť z korozivzdorné oceli (dole) ŠIMANČÍK, [46]

### 1.2.3 Výroba sendvičových hliníkových celulárních systémů

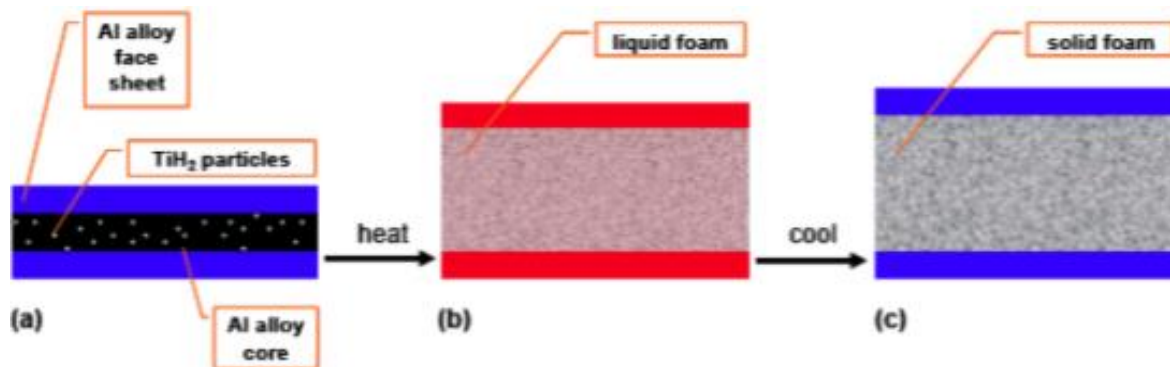
Sendviče z hliníkových celulárních systémů, také označovány sendviče z hliníkové pěny (AFS – Aluminium Sandwich Foam) jsou produkty obsahující vysoce porézní pěnové jádro ze slitiny hliníku a dvě čelní desky ze slitiny hliníku. Vrstvy jsou pevně spojeny kovovým spojením. Použití takových sendvičových panelů bylo navrženo pro mnoho průmyslových odvětví, včetně automobilového průmyslu [47, 48], stavby lodí [49], železničního a leteckého průmyslu [50, 54]. Sendvičové panely ve srovnání s hutným materiálem nebo s holou pěnou mají různé výhody. Jsou tužší než husté listy o stejné hmotnosti [51]. Ve srovnání s holou pěnou bez čelních fólií je hlavní výhodou, že vnější plášť umožňuje sendviči nést zatížení v tahu, ke kterému dochází, např. když je panel ohnutý. Samotná holá kovová pěna působí na vnější straně špatně v tahu a zlomech panelů. Hliníkové pěny vyztužené kovovými dráty nebo okem [52,53] tuto situaci zlepšují podobně jako AFS. Vedou k lepším vlastnostem v tahu, ale jsou méně účinné při přizpůsobování tlakovým tlakům. V sendvičových panelech je porézní pěnové jádro skryto uvnitř hustého materiálu, který zabraňuje možným problémům s poškozením povrchu nebo korozi. Za předpokladu, že jsou hrany utěsněny, může být hliníková pěna pro kapaliny a plyny zcela nepřístupná. Ve srovnání se sendvičovými panely, kde jsou čelní desky pouze nalepeny na plech z kovové pěny, je čistý kovový charakter AFS výhodou v případech, kdy je argumentem hořlavost, tepelná odolnost, svařitelnost, recyklovatelnost nebo dlouhodobá stabilita. V následujícím textu stručně zhodnotíme pokrok ve výrobní technologii a popíšeme řadu slibných aplikací AFS v oblasti dopravy a obrany.

*Výroba AFS* je založena na metodě práškové metalurgie, na expanzi kovových prekurzorů, která probíhá díky rozkladu vloženého napěňovacího činidla [54]. Takové prekurzory umožňují plnění komplexních forem a tím výrobu tvarových dílů všeho druhu. Mohou být také použity jako nosné pěnové desky za předpokladu, že jsou k dispozici vhodné tvary. Jsou-li požadovány sendvičové panely, mohou být na tyto desky připojeny kovové čelní desky.

Technika výroby AFS je bez formy a nevyžaduje žádný krok lepení. Zde se používá třívrstvý kompozit, který obsahuje centrální napěnitelnou vrstvu vyrobenou z konsolidovaných směsí kovového prášku a prášku napěňovacího činidla a dvou plných lícních fólií, viz obr. 1.27. Pro zajištění rovinnosti výsledného AFS se doporučuje provést po napěnění tzv. kalení. Všechny výrobní kroky v průmyslovém měřítku jsou uvedeny pro lepší pochopení na obr. 1.28a) a obr. 1.28b). Ingoty naplněné práškem, válcovací proces, válcovaný třívrstvý prekurzor kompozitního materiálu, pěnová pec.

Mezi výhody takového integrovaného procesu patří nepřítomnost, jakého koliv nekovového spoje, vnitřní nehořlavost a možnost vytvořit části ve tvaru 3D přetvarováním třívrstvého kompozitu před napěňování nebo kalibrováním AFS po napěňování za horka, [54]. Nevýhody jsou omezená kombinace slitin pro jádro a čelní desky kvůli nutnosti koordinovat teploty tání jádra a čelních fólií. K tomuto účelu se používají speciální kovové prášky s velkým rozsahem operací při jejich zpracování.





*Al alloy face sheet – hliníková slitina čelní desky,  $TiH_2$  particles – částice  $TiH_2$ , heat – teplo, liquid foam – kapalná pěna, cool – chlad, solid foam – tuhá pěna*

*(a) - trojvrstvý kompozit s centrální jádrovou vrstvou vyrobenou ze zhuštěné směsi kovových prášků a práškového napěňovacího činidla, většinou tepelně modifikovaného  $TiH_2$ ,*

*(b) - kompozit expandovaný při zahřívání. Pouze jádro mění svůj objem, zatímco čelní listy zůstávají nezměněny, (c) - AFS po ochlazení plně expanduje a zpevňuje*

*Obr. 1.27 Princip výroby hliníkových sendvičových pěn (AFS – Aluminium Foam Sandwich), [54]*

Byly diskutovány možné způsoby, jak tento problém překonat [54], ale dosud nebylo prokázáno žádné vyhovující řešení. Slitiny, které byly používány jak pro výrobu jádra, tak i pro výrobu čelní desky jsou hliníkové slitiny  $AlSi6Cu4$  nebo  $AlSi6Cu6$ , protože tyto slitiny se začínají tavit při teplotě cca  $524\text{ }^\circ\text{C}$ , což je nízká teplota. Slitiny hliníku s křemíkem a mědí mají nízkou korozní odolnost a tím jsou nevhodné. Osvědčily se slitiny typu  $Al-Mg-Si$  [8]. Vhodná je také slitina  $AlSi8Mg4$  ( $\pm 1$  hmot. %  $Mg$  a  $Si$ ), která má vynikající chování při napěňování (dobrá expanze, malé a pravidelné póry) [54].



*AFS rolling ingots – AFS válcované ingoty, Hot rolling – válcování za tepla, precursor (3-17 mm) – polotovary (3-17mm), Foaming at  $580\text{ }^\circ\text{C}$  – napěňování při teplotě  $580\text{ }^\circ\text{C}$*

*Obr. 1.28a Proces výroby prekurzoru AF, vlevo nahoře: Ingoty naplněné práškovým napěňovacím činidlem připravené pro válcování vpravo: válcováním za tepla se připravuje prekurzor, který se vkládá do pece pro napěňování při teplotě  $580\text{ }^\circ\text{C}$ , [54]*

Panely AFS vykazující příznivou strukturu pórů vyjádřenou převažující velikostí pórů v rozmezí 1 až  $1,5\text{ mm}$ , viz obr. 1.28b), BANHART [54].





Obr. 1.28b) Struktura sendvičového panelu AFS, tloušťka cca 10 mm, při zachování všech parametrů správném výrobním procesu [54]

Na obr. 1.29 jsou ukázky pěnových výrobků indického výzkumného ústavu AMPRI v Bhopalu.

Na základě dlouhodobého výzkumu kovových pěn bylo zjištěno, že existují tři skupiny vlastností, které jsou příznivé u kovových pěn [48]:

- 1) *Elastické vlastnosti pěny*: Youngův modul pružnosti ( $E$ ) a jiné moduly (např.  $G$ ) kovových pěn se obvykle měří pomocí  $(\rho^*)^2$ , kde  $\rho^*$  je zdánlivá objemová hmotnost pěny [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ];
- 2) *Plastické vlastnosti pěny*: se zhroutlí při téměř konstantním napětí a související pevnost při zhroucení při sledování cyklické únavy  $\sigma_c$ .



Obr. 1.29 Trubky a další profily s hliníkovou pěnou vyrobené na Advanced Materials and Process Research Institute (AMPRI) Bhopal, Indie [54]

- 3) *Funkční vlastnosti kovových pěn* zahrnují tepelné a elektrické transportní koeficienty, elektromagnetické nebo akustické tlumení atd. Některé z nich jsou přímo vztaženy k  $\rho^*$ , ale mohou také komplexně záviset na buněčné morfologii vyrobeného materiálu.

### 1.3 Výroba prekurzorů a napěňování vlivem směsí prášků

Při použití práškové metalurgie pro výrobu celulárních kovových systémů je výroba polotovaru pro napěňování, tzv. prekurzoru.

#### 1.3.1 Prekurzory (pěnové kompaktní nadouvadla)

Tento postup výroby pěn je další z pěnových výrobních postupů, které se skládají z dalšího stupně přípravy prekurzoru roztavené taveniny, která obsahuje rovnoměrně rozptýlené částice napěňovacího činidla (nadouvadel). Později při tavení prekurzoru

dochází k tepelnému rozkladu napěňovacího činidla za vzniku plynu pro vytváření bublin v lokálním místě zpracovávaného materiálu. Kvůli těmto prekurzorům může být výroba pěn požadovaných a složitých tvarů velmi snadná, jako tomu je v případě přímého napěňování taveniny – metoda *CYMAT*. Výrobou prekurzoru se pozitivně ovlivní účelnost napěňovacího procesu probíhajícího v určité etapě výroby kovové pěny. Tato příprava prekurzorů se v podstatě dosahuje dvěma způsoby:

- a) buď přidáváním prášků napěňovacího činidla do taveniny, ztuhnutím taveniny se získá prekurzor, který je nutno dále zpracovat v napěňovací kovové tvarové formě při určité teplotě (vždy nad teplotou tání použitého kovu) a následným ochlazením tvarové formy se získává kovová pěna.
- b) zhutněním práškových směsí v pevném stavu nebo tvarováním zhutněných práškových směsí v tuhém stavu za použití procesu tixo-odlévání. Následující tři typy výrobních postupů využívají výše uvedené techniky přípravy prekurzorů pro přípravu prekurzorů pro jejich další pění.

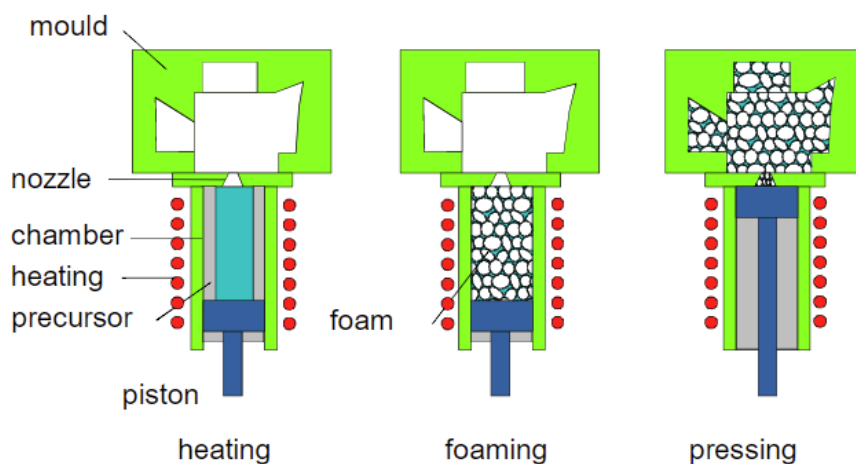
### 1.3.2 Napěňování vlivem směsí prášků

V tomto výrobním procesu [56] se hlavní krok pro přípravu prekurzoru začíná mísením kovových prášků a prášků nadouvadla pro přípravu nedokončeného hustého produktu pro zhutňovací proces. Základní lisovací procesy používané pro přípravu těchto prekurzorů jsou jednostupňová komprese, vytlačování a válcování prášku. Jakýkoliv z těchto způsobů může být použit pro zhutňování pro lepší míšení prášků nadouvadla do kovových prášků bez jakýchkoliv vzduchových mezer a porézností. Po přípravě těchto prekurzorů s procesem zhutňování se zahřívají na roztavení kovového prášku přítomného v prekurzorech tak, že se nadouvadla rozkládají. Tento rozklad napěňovacích činidel má za následek vývoj plynu, který způsobuje, že prekurzor expanduje a tvoří póry v prekurzoru. Expanzní proces prekurzoru trvá hodně času, protože je důležitým krokem ve výrobním procesu, jelikož je vytvářen porézností a je také velmi ovlivňován teplotou a velikostí prekurzorového materiálu.

Pro dosažení výhodného tvaru pěny musí být prekurzorový materiál vložen do tvarové formy. V opačném případě bude výsledkem blok kovové pěny s nedefinovaným tvarem. Při pění uvnitř uzavřených forem může být vyroben téměř jakýkoliv tvar, např. trubky a další profily mohou být naplněny hliníkovou pěnou, jak je na obr. 1.30. Pro dosažení požadovaného tvaru pěny je nutné vložit předběžný materiál do duté formy. Jinak by se jednalo o kus kovové pěny s nedefinovaným tvarem. Prostřednictvím pění uvnitř uzavřené formy může být proveden téměř jakýkoli tvar. Pěnové a kovové části mohou být spojeny během napěňování. Například trubky mohou být plněny hliníkovou pěnou různými způsoby. Další metodou je výroba sendvičových panelů sestávajících z pěnového kovu a plechů. Ty mohou být získány lepením čelních plechů na plech z pěnového nebo plášťového plátku z hliníkových nebo ocelových plechů na pěnový prekurzor. Poslední způsob vytváří kovové spojení mezi všemi vrstvami sendviče. Výsledný "prekurzorový sendvič" může být deformován před pěnou, např. hlubokým výkřesem. Poměrně složité části pěny mohou být získány

vstřikováním kapalné expandující pěny do vhodných forem a umožňující konečnou expanzi (Neumann AluFoam, Marktl, Rakousko), viz obr. 1.30.

Možností výroby kovových pěn jsou také *procesy se zachyceným plynem* (McDonell Douglas). V těchto technologiích je hermeticky uzamykatelný zásobník naplněn hliníkovým práškem. Poté se plyn, např. argon, přivádí do prášku. Plyn vyplňuje všechny mezery mezi práškovými částicemi. Pokud se tato směs zahřeje, částice prášku se taví a zachycují plyn. Pokud se takto vyráběný kovový blok valí a zahřeje, zachycený plyn expanduje a dodává kovovou pěnu (McDonell Douglas).



*mould – forma, nozzle – hubice, chambre – komora, heating – ohřev, precursor – polotovar, piston – píst, foam – pěna, heating – ohřev, foaming – napěňování, pressing – stlačení*

Obr. 1.30 Schéma výroby hliníkových pěn (Neumann, AluFoam, Austria)

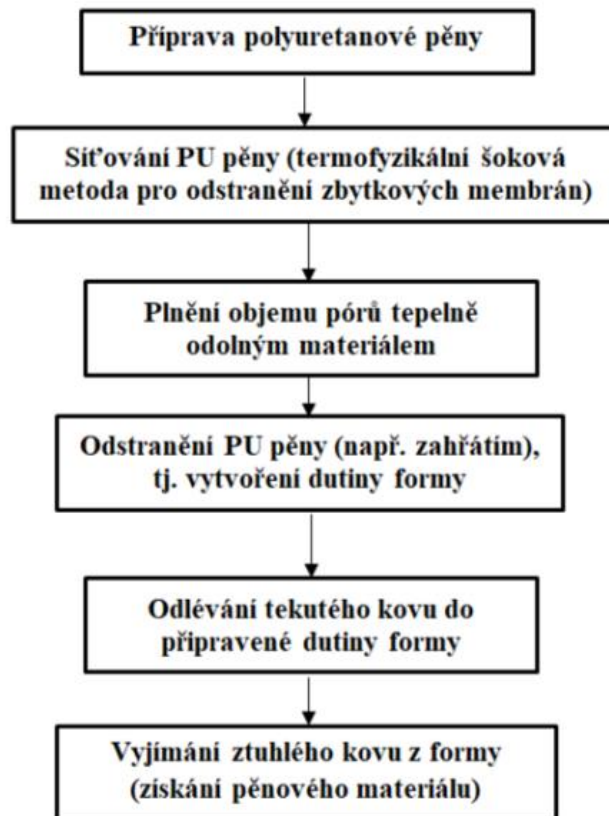
## 1.4 Výroba celulárních systémů z tavenin kovů s využitím polymerní pěny

### 1.4.1 Metoda Duocel

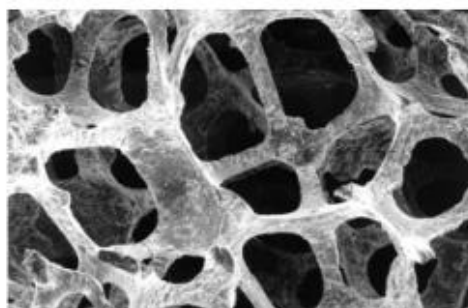
Kovové pěny mohou být také vyrobeny bez přímého napěnění kovu [60], [61]. Pro tento způsob výroby jako výchozí se uplatňuje polymerní pěna, viz postup výroby na obr. 1.31. Polymerní pěna se zpracuje na strukturu s otevřenými póry manipulací procesu pěnění nebo následným zpracováním, tzv. retikulárním procesem (za vzniku síťového uspořádání, resp. voštinovité morfologie). Výsledná pěna se potom naplní materiálovou suspenzí odolnou vůči teplu, např. směs mullitu, fenolické pryskyřice a uhličitanu vápenatého [61]. Sušením se polymer odstraní, tím vznikne dutina formy. Roztavený kov se odlévá do dutiny formy, která, přesně reprezentuje strukturu původní PU pěny. Získaná kovová pěna je tvořena otevřenými buňkami. Po odstranění materiálu formy (např. vodou pod vysokým tlakem) se získá kovová pěna, která je přesným obrazem původní polymerní pěny. Na obr. 1.31 je kovová pěna *DUOCEL* sledovaná na SEM mikroskopu, vyrobená odléváním na ztracený „model“.

Na obr. 1.32 je struktura kovové pěny, která je prodávána firmou ERG v Kalifornii pod obchodním názvem *DUOCEL*. Její výrobou se mohou zhotovit různé velikosti pórů od 2,5 do 16 připadajících pórů na délku 10 mm (10 až 40 ppi).

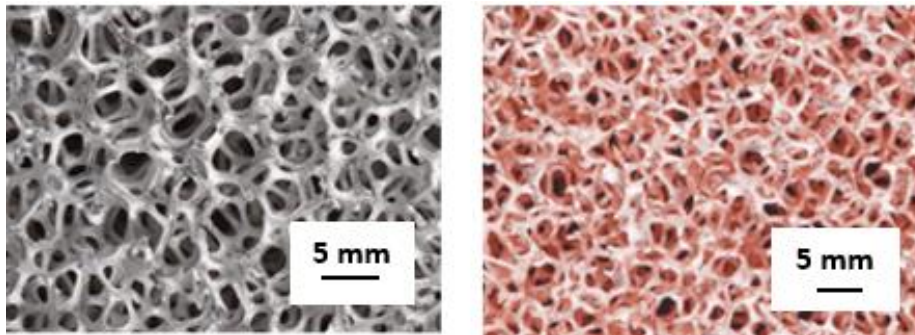
Komplexní tvarové díly mohou být vyrobeny předběžným tvarováním polymerní pěna. Obvykle se používají slitiny hliníku, ale mohou být zpracovány i jiné kovy (hořčík, zinek, měď, železo, Nikl). Na obr. 1.33 jsou pěny DUOCEL, firmy ERG, vyrobené z hliníku a mědi. Získává se tak pěna s různou hustotou, popř. i morfologií, která je dána výrobou polymerní pěny. Porozita získané kovové pěny se pohybuje od 80 do 97 %. Uváděné výrobní ceny těchto kovových porézních systémů DUOCEL jsou vysoké.



Obr. 1.31 Příprava polymerní pěny pro výrobu kovových pěn s použitím na ztracené odlévání, [61]



Obr. 1.32 Struktura kovové pěny DUOCEL získaná na mikroskopu SEM, [62]



Obr. 1.33 Pěna DUOCEL z hliníku a mědi, firma ERG, [62]

V tabulce 1-6 jsou mechanické hodnoty měděné pěny DUOCEL (výrobce ERG), [62].

Tabulka 1-6 Mechanické hodnoty měděné pěny DUOCEL (výrobce ERG), [62]

<i>Měděná pěna DUOCEL (výrobce ERG)</i>	
<b>Pevnost v tlaku [MPa]</b>	0,903
<b>Pevnost ve střihu [MPa]</b>	6,9
<b>Modul pružnosti v tlaku [MPa]</b>	736
<b>Modul pružnosti v tahu [MPa]</b>	101
<b>Tepelná kapacita [<math>J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}</math>]</b>	3,86
<b>Součinitel tepelné vodivosti [<math>W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}</math>]</b>	10,1
<b>Součinitel teplotní roztažnosti [<math>K^{-1}</math>]</b>	$17,0 \cdot 10^{-6}$
<b>Teplota tavení [<math>^{\circ}C</math>]</b>	1083

## 2. ZPŮSOBY VÝROBY PORÉZNÍCH KOVOVÝCH MATERIÁLŮ S POUŽITÍM SHP

Porézní (porózní) materiály označované jako „hliníkové pěny s otevřenými póry“ ve velké míře jsou studovány výzkumníky na Katedře materiálového inženýrství, University v Sheffieldu. Pod označením „Open Cell Aluminium Foams by Space Holder Particles. Označení Space Holder Particles (SHP) se rozumí ve významu „technika držáku prostoru“. Pracovníci zde aplikují metodu, kterou označují „vakuovou“ (replikační). Na tomto principu byly dále zavedeny dvě nové metody, tj. plynová a mechanická infiltrace. V rámci výzkumu plynové infiltrace taveniny mezi zrna NaCl byly stanoveny infiltrační tlaky pro výrobu porézních materiálů s velikostí pórů 1,0 až 1,1 mm; 1,4 až 1,7 mm a 2,0 až 2,36 mm. Porézní materiály s mírnou porozitou (pórovitostí) 0,6 až 0,7 mohou být zajímavé jako regenerátory kvůli jejich vysoké objemové tepelné kapacitě a velké specifické povrchové ploše. Replikační proces je levný a jednoduchý způsob výroby pěny, který poskytuje kovové pěny s mírnou porézností. Díky své jednoduchosti poskytuje mnoho příležitostí zkoumat účinek pórovitosti, velikosti a tvaru pórů nebo jejich kombinace.

Porézní materiál je materiál, který má ve své struktuře mnoho volných prostorů, které se nazývají póry nebo dutiny. Velikost pórů se liší od několika nanometrů do mnoha milimetrů, velikost závisí na účelu porézního materiálu. Ve strojírenství je často preferován homogenní materiál, avšak v přirozeném světě dochází k obrácenému účinku, což znamená, že póry mají různé velikosti ve stejné struktuře, která je definována jako gradace pórovitosti [35], [36], [37], [38].

Nejběžnější termíny používané v této konkrétní oblasti porézních materiálů jsou: skutečná měrná hmotnost, což je měrná hmotnost materiálu bez pórů nebo dutin; objemová hmotnost je v podstatě měrná hmotnost materiálu včetně otevřených pórů a dutin; objem pórů; velikost pórů je vzdálenost mezi stěnami pórů, jejich šířka nebo průměr; porozita je vztah mezi celkovým objemem pórů ke zdánlivému objemu vzorku. Rovnice pro stanovení těchto veličin jsou uvedeny v tabulce 2-1.

Tabulka 2-1 Běžné rovnice používané v oblasti porézních materiálů, LUNA [34]

<i>Vztahy pro stanovení vlastností porézních materiálů, podle [34]</i>	
<b>Názvy</b>	<b>Rovnice, veličiny</b>
Skutečná měrná hmotnost	$\rho_M = m_M/V_M$ ; [kg·m <sup>-3</sup> ]
Objemová hmotnost	$\rho_R = m_M/V_R$ ; [kg·m <sup>-3</sup> ]
Objem pórů	$V_P = V_R - V_M$ ; [m <sup>3</sup> ]
Porozita (pórovitost)	$\varepsilon = V_P / V_R$ [1]
Povrch (závisí na tvaru tělesa), např. koule	$A = 4 \cdot \pi \cdot r^2$ [m <sup>2</sup> ]
Měrný povrch	$A_{Sp} = A/V_R$ [m <sup>-1</sup> ]

Charakteristika porézního materiálu závisí na velikosti pórů. Podle IUPAC (International Union of Pure and Applied Chemistry); Roquerol a Liu zmiňují tři



klasifikace materiálů: mikroporézní, mesoporézní a makroporézní, jejich definice je uvedena v publikacích [39], [40]. Mikroporézní materiál má velikost pórů menší než 2 nm; příkladem by byla lékařská profese, která by vyráběla pásy pro krytí rány, aby se zabránilo bakteriální infekci, ale stále by umožňovala průchod vzduchu pro vytvoření sterilního prostředí. Mezoporézní materiál má velikost pórů mezi 2 a 50 nm. Používá se při katalýze, separaci, adsorpci a jako hostitelé pro určité molekuly kvůli jejich jednotné velikosti pórů [41]. Makroporézní materiál má velikost pórů větší než 50 nm; běžně se používá pro filtry, anodový materiál pro palivové články, stacionární fáze pro různé typy chromatografie, bioreaktory, mikrofluidní čipy, aplikace pro filtrování a přenosu tepla [42], v této práci se tento druh materiálu používá pro aplikaci přenosu tepla.

Výroba kovových porézních materiálů představuje řadu různých způsobů, kde se při každé z těchto metod aplikuje pravidelné rozložení těles nepatrných rozměrů, které jsou nejčastěji rozpustné ve vodě. V anglické literatuře jsou tyto způsoby výroby také označovány „Space Holder Technique – SHT“ (technika držáku prostoru), neboli Space Holder Particles – SHP. Těmito nepatrnými tělesy může být např. NaCl. Jejich přítomností se zvyšuje porozita kovu, která je založena na následném vyluhování těchto částic ve vodě. Výsledkem je snížení hustoty takto vyrobeného porézního kovového materiálu. V některých zahraničních publikacích je tato metoda označována jako metoda s použitím různě velkých částic NaCl (Porous structure is formed by dissolving of salt from aluminium matrix). Těmito částicemi mohou být další materiály, které v průběhu výroby porézních systémů např. vyhoří nebo se vytaví, rozpustí atd. Při výrobě kovových porézních materiálů je důležité, jakým způsobem se dostává tavenina mezi zrna vodou vyluhovatelných těles. Může to být infiltrací taveniny ve vakuu, infiltrací taveniny během ostředivého lití nebo gravitačním litím. Speciální technologie výroby kovových porézních systémů je založena na použití směsi prášku kovu a částic, které vytváří porozitu kovového materiálu. Kovové porézní materiály jsou také v některých případech označovány také jako kovové „pěny“ a jejich výroba je založena na tzv. replikaci, to je myšleno na zhotovení otisku např. již zmiňovaných částic NaCl. Tyto technologie vedou k výrobě kovových materiálů s otevřenými buňkami (póry). Kovové porézní materiály se využívají pro funkční aplikace, jako je filtrace, zvuk absorpce, tepelná izolace, výměna tepla, absorpce energie, čištění vzduchu a vody.

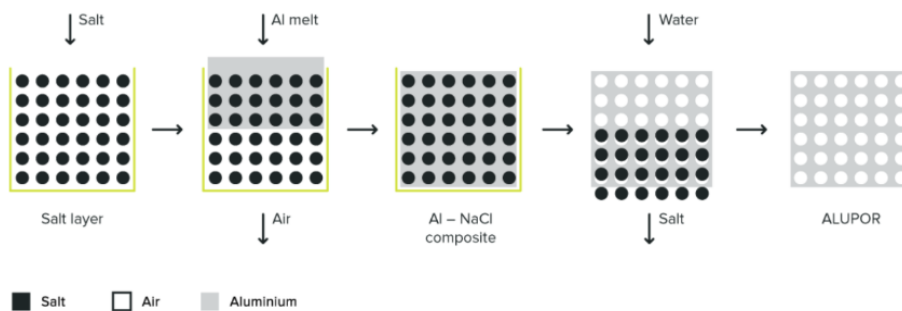
## **2.1 Výroba porézních kovových dílů s použitím taveniny kovů a prostorových útvarů NaCl**

Pokud se týká výroby kovových porézních materiálů, tak v odborné literatuře je tato metoda označena s použitím prostorových útvarů NaCl. I když základním mechanismem proniknutí taveniny mezi zrna NaCl je různý způsob infiltrace. Současně je také důležité množství NaCl. Použitím 30 hmot. % NaCl pro výrobu porézního systému se získá materiál s mírnou pórovitostí. Tak jako u výroby kovových, resp. hliníkových pěn, ani v tomto případě není výroba porézního hliníkového materiálu



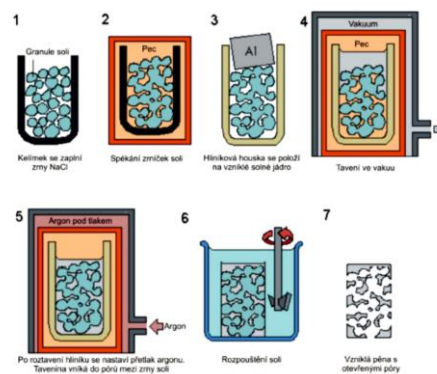
jednoduchá. Na obr. 2.1 je uvedeno poměrně jednoduché schéma výroby porézních kovových materiálů, tak je ho prezentuje výrobce Alumeco Group [21]. Toto schéma představuje infiltračního procesu taveniny kovu mezi částice NaCl.

Na obr. 2.2 uvedeno obrázkové schéma, podle kterého je již možnost vyšší výroby kovového porézního materiálu, tak jak je prezentováno při výrobě materiálu, který je známý pod obchodním názvem ALUPOR. Velikost pórů a poměr mezi maximální a minimální velikostí porů úzce souvisí se získáním příslušných mechanických vlastností, popř. i vlastností filtračních. Na obr. 2.3 je podrobnější blokové schéma výroby porézních materiálů, dle kterého je již vyšší záruka získání požadovaného porézního materiálu.



**1**–naplnění formy krystaly soli – NaCl, (vytvoření vrstvy soli), **2**–impregnace vrstvy soli ve formě rostaveným hliníkem za působení vakua nebo tlaku, **3**–natavením hliníku a jeho ochlazením se vytvoří kompozitní systém (hliník–NaCl), **4**–vložením kompozitního systému do vody se rozpustí zrna soli ve vodě, případně obrábění kompozitu za cílem získání požadovaného tvaru výrobku, **5** – získaný porézní hliníkový materiál

Obr. 2.1 Schéma výroby hliníkového porézního systému, dle firmy Ameco Group, [21]



**1**–naplnění formy krystaly soli – NaCl, (vytvoření vrstvy soli), **2**–impregnace vrstvy soli ve formě rostaveným hliníkem za působení vakua nebo tlaku, **3**–natavením hliníku a jeho ochlazením se vytvoří kompozitní systém (hliník–NaCl), **4**–vložením kompozitního systému do vody se rozpustí zrna soli ve vodě, případně obrábění kompozitu za cílem získání požadovaného tvaru výrobku, **5**–získaný porézní hliníkový materiál

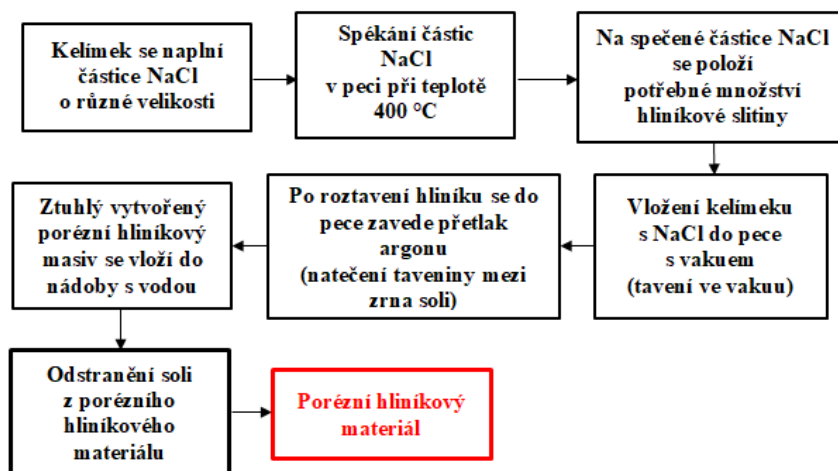
Obr. 2.2 Schéma výroby porézních lehčených materiálů ze slitin hliníku a NaCl podle CURRANA, [18]

Na obr. 2.4a) je ukázka výroby porézního hliníku, v okamžiku sypání soli do formy a následná impregnace soli taveninou hliníku pro vznik kompozitního systému Al-NaCl je součástí výrobního kroku porézního hliníku, ALUPOR. Na obr. 2.4b) je výroba porézního hliníku, v okamžiku lití taveniny hliníku na lože NaCl za vzniku kompozitního systému Al-NaCl, ALUPOR [20]. Na obr. 2.4c) jsou výrobky z porézního hliníkového materiálu (při výrobě použity částice NaCl), Composite Material Ltd., ALUPOR. Výrobcem těchto porézních materiálů je firma Alumeco Group. Porozita těchto porézních materiálů je 55 až 75 %. Objemová hmotnost takto vyrobeného porézního hliníku je závislá na stupni porézности (porezity), dosahuje hodnotu 1000 až 1400 kg·m<sup>-3</sup>, což je téměř o třetinu nebo o polovinu méně než je měrná hmotnost zcela kompaktního hliníku.

Porézní buněčné kovové materiály mají v posledním desetiletí značné průmyslové uplatnění a jsou hledány další metody jejich výroby. Kovové lehčené systémy bázi lehkých kovů, zejména hliníku a jeho slitin jsou materiály pro výrobu konstrukčních prvků a dílů v mnoha odvětvích, a to díky neobvyklé kombinaci vlastností, které nabízejí, tj. nízká hmotnost, vysoká absorpční kapacita energie, vysoká tuhost a vysoké tlumení. Tyto materiály slouží v různých aplikacích, z nichž některé jsou založeny na významných mechanických vlastnostech (zejména pěny s uzavřenými buňkami), zatímco jiné jsou založeny na reologických vlastnostech a transportních procesech, což je umožněno přístupností otevřených pórů k pronikání a proudění tekutiny (pěny s otevřenými buňkami). Nebo porézní kovové materiály.

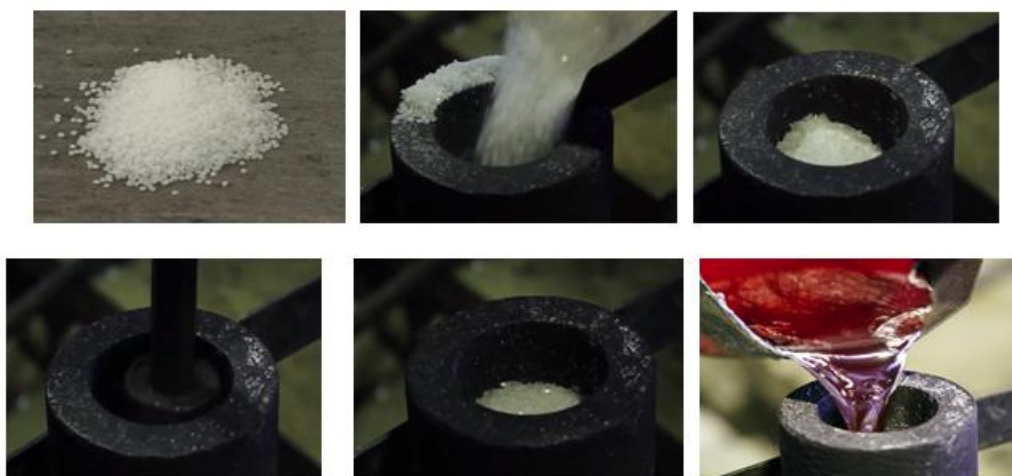
Porézní hliník slouží jako účinná náhrada slitných kovů, hliníkových pěn a kovových hub. Je to stoprocentně otevřený porézní materiál a je vhodný pro výměnu sintrovaných kovových filtrů s filtrací od 5 do 200 μm. Tyto materiály mohou sloužit pro výrobu filtrů pracujících při teplotách 250 až 300 °C. Aplikace tohoto materiálu jsou pro výměníky tepla, vakuové stoly, absorpce energie a tlumiče nárazů.

V současné době profesionálně těmito kovovými porézními systémy se zabývá nejen firma Alumeco Group, ale také firma Exxentis, Schweiz.



Obr. 2.3 Schéma výroby kovových porézních systémů na bázi NaCl, CURRAN, [18]

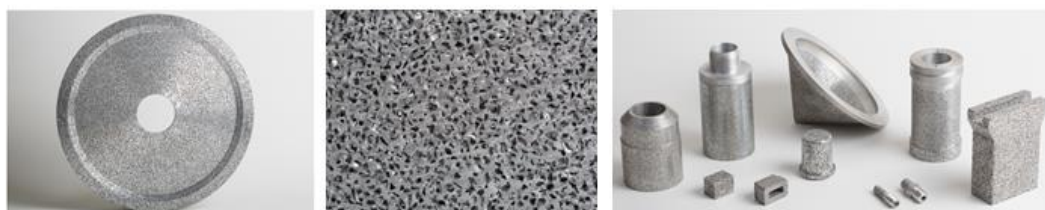
Tyto kovové porézní materiály, jsou v některých případech označovány jako kovové pěny vyráběné pomocí replikace. Replikace je jednou ze zpracovatelských technik používaných pro výrobu porézních kovových systémů (s otevřenými póry). Pro výrobu hliníkové pěny, resp. porézního hliníkového materiálu, se používá např. slitina hliníku AlSi12 nebo např. AlSi7Mg, atd. Z těchto slitin se připravuje odlitek válcového tvaru, který se vkládá také do válcové formy na infiltrační vrstvu NaCl nebo se tavenina vlévá do formy s NaCl a postupně infiltruje mezi její zrna, viz obr. 2.1. Profesionálně vyráběné porézní materiály s použitím částic NaCl mají komerční označení *EXXCENTIS* nebo *ALUPOR*. Exxcentis je švýcarská firma. Materiál pod označením ALUPOR – Composite Material Ltd., sverlovská oblast, Rusko. Jejím technickým partnerem je firma Alumeco Group, Denmark.



Obr. 2.4a) Výroba porézního hliníku, v okamžiku sypání soli do formy a s následnou impregnací soli taveninou hliníku pro vznik kompozitního systému Al-NaCl, ALUPOR



Obr. 2.4b) Výroba porézního hliníku, po odlití taveniny hliníku na lože NaCl za vzniku kompozitního systému Al-NaCl, ALUPOR [20]

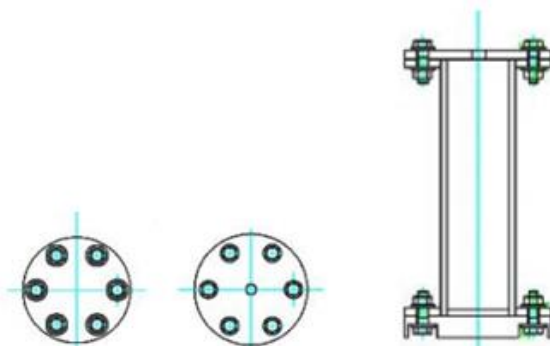


Obr. 2.4c) Výrobky z porézního hliníkového materiálu (při výrobě použity částice NaCl), Composite Material Ltd., ALUPOR [20]

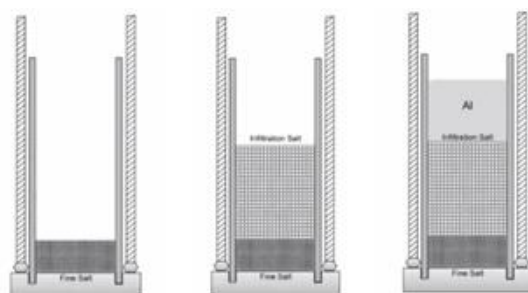
Výzkumníci na Univerzitě v Sheffieldu provádí výrobu porézních hliníkových systémů [15]. Následovně je popsána i výroba hliníkového porézního systému s použitím částic kuchyňské soli. Zde částice soli fungují na principu „solných jader“ a vytváří porozitu tuhého hliníkového porézního materiálu. Princip je v tom, že ve formě tvaru válce je zahřívána hliníková tableta (cca  $\varnothing$  50 x 30 mm) spolu s kuchyňskou solí, která je nasypána do spodní části formy. Forma, resp. trubka má výšku cca 145 mm a z obou stran je uzavřena přírubami, které svírají 4 šrouby. V horní příruba opatřena vývodem pro napojení hadic ve tvaru T. Jeden vývod slouží pro vývod k napojení vývěvy pro tvorbu vakua v pracovním prostoru válcové části formy. Druhý vývod T trubice slouží pro přívod argonu. Na experiment je třeba cca 300 až 500 ml soli. Pak se vloží tableta příslušného kovu např. hliníku nebo jeho slitiny. Na obr. 2.5 a) je ukázka jemné soli (základové lože) a infiltrační soli (sůl pro výrobu porézních kovových systémů), NaCl, dále schéma formy a forma. Na obr.2.5 b) je schéma formy se dvěma uzávěry ve tvaru přírub. Na obr. 2.6 je schéma formy a vrstev soli a tablety hliníku. Na obr. 2.7 je kuchyňská sůl, hliníková tableta a forma. Výroba je založena na principu infiltrace taveniny mezi zrna NaCl, kterou podporuje vakuum i atmosféra argonu. Tuto výrobu porézních hliníkových materiálů výzkumníci označují jako replikaci. Schematický obrázkový postup přípravy vyráběných hliníkových porézních materiálů je na obr. 2.8. Na obr. 2.9 až obr. 2.13 jsou dílčí ukázky nutného výrobního vybavení. Na obr. 2.14 je schéma zařízení pro výrobu porézních hliníkových materiálů. Na obr. 2.15 až 2.17 je ukázka ovládání vakuového systému, hodnot manometru, nastavení teploty v peci, na infiltrační proces a vyjímání formy z pece. Na obr. 2.18 jsou vyrobené hliníkové porézní materiály. Podklady jsou z publikace LUNY et al. [15].



Obr. 2.5 a) Různé typy soli nebo solných tělísek a technické údaje pro výrobu formy



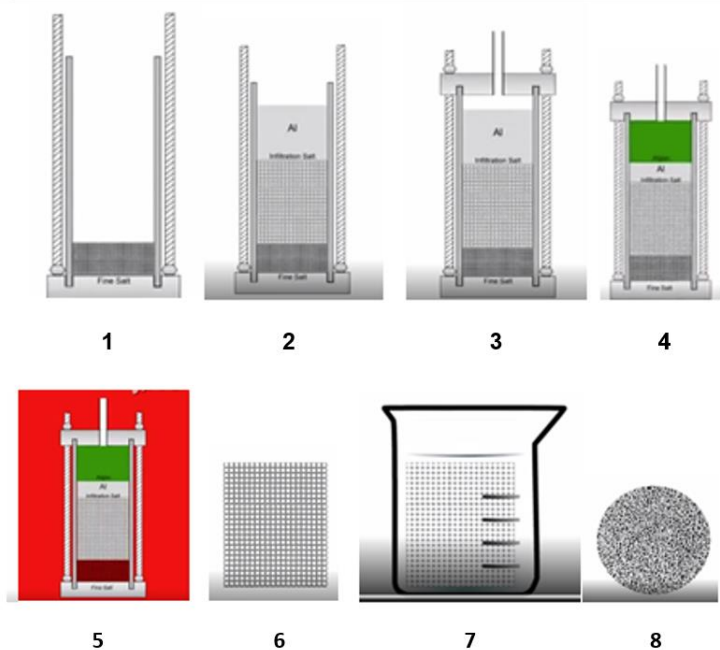
Obr. 2.5 b) Schéma formy pro výrobu hliníkových porézních systémů



Obr. 2.6 Schéma zaplňování dutiny formy jemnou solí, solí na vytváření porezity (infiltrační sůl) a hliníkem, LUNA, [15]



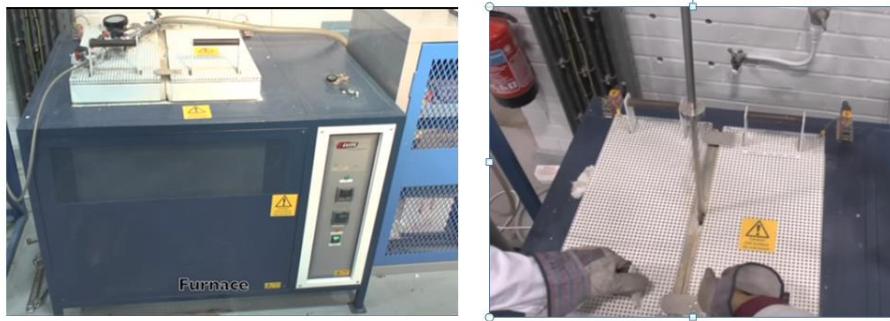
Obr. 2.7 Kuchyňská sůl - NaCl, hliníková tableta a forma [15]



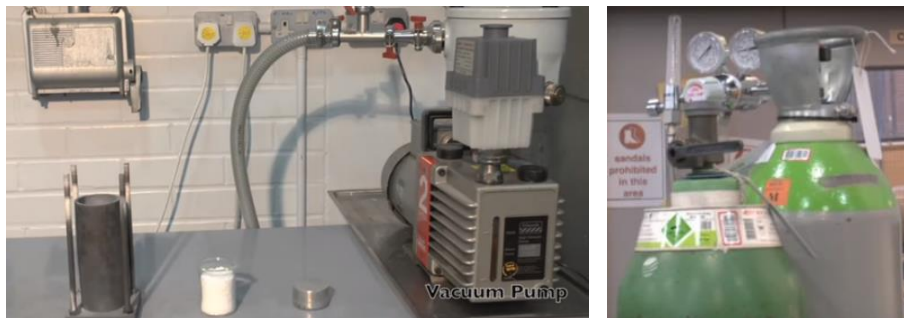
- 1) jemná sůl se dává na dno přípravku, res. jednoduché slévárenské formy; 2) dále se do formy nasype potřebné množství infiltrační soli a na infiltrační sůl se položí hliníková tableta určité velikosti, 3) forma se uzavře víkem s přívodem vakua; 4) po vytvoření vakua se ve formě vytváří i podtlakové podmínky pro tavení hliníkové tablety, 5) forma se vloží do pece a dojde k infiltraci taveniny mezi zrna infiltrační soli – NaCl, 6) vyrobený systém (infiltrovaný hliník mezi zrny soli) 7) vložení kompozitního hliníkového materiálu se zrnky chloridu sodného do vody, čímž dojde k rozpuštění chloridu sodného, 8) vyrobený porézní hliníkový materiál

Obr. 2.8 Schéma výroby hliníkového porézního systému (proces replikace), LUNA, [15]





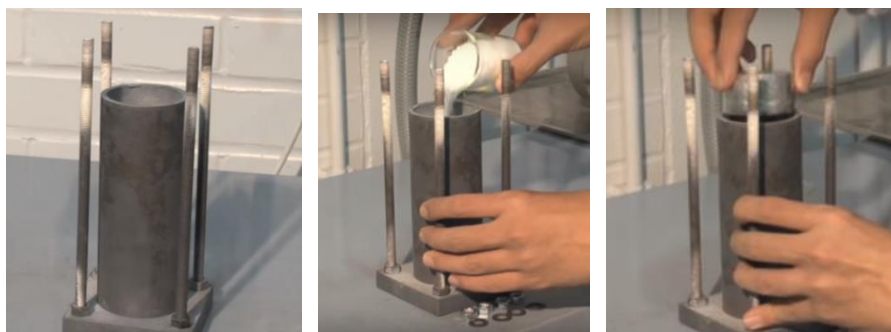
Obr. 2.9 Odporová pec speciální konstrukce s dělenými dvířky v horní partii pece, [15]



Obr. 2.10 Pohled na formu, kuchyňská sůl, hliníkovou tabletu a tlakové nádoby s argonem, LUNA, [15]



Obr. 2.11 Ošetření dutiny formy před technologickým procesem výroby porézního systému, LUNA, [15]



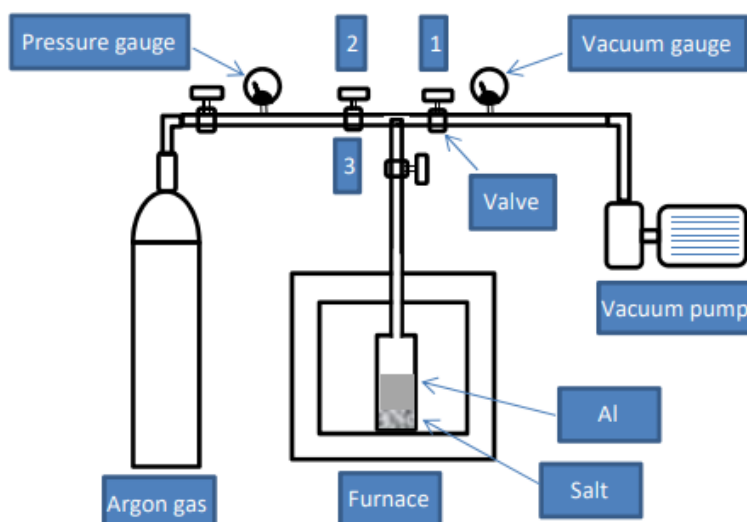
Obr. 2.12 Forma, vsypání chloridu sodného do formy a vložení hliníkové tablety do formy, [15]



Obr. 2.13 Sestavení horní příruby a sevření 4 šrouby, vkládání formy do pece, [15]

Po vložení formy do pece musí být z pracovního prostoru formy vysátý vzduch. To se provádí s využitím vývěvy a speciálního vedení s manometrem. A provádí se odsátí vzduchu, resp. vytvoření vakua.

Jak je z výše uvedeného patrné, výzkumníci na Univerzitě v Sheffieldu vyrábí hliníkové porézní systémy na bázi infiltrace taveniny mezi zrna NaCl ve speciální formě s využitím vakua a argonu, schéma zařízení je na obr. 2.14.



1,2,3 – ventily; pressure gauge argon gas, vacuum – měřič tlaku argonu, vakua; Vacuum pump – vakuová vývěva; Argon gas – argon; Furnace – pec; Salt – sůl; Al – hliník

Obr. 2.14 Schéma zařízení pro výrobu porézních hliníkových materiálů pomocí zrn soli – NaCl, [15]

Ventil 1 reguluje vysávání vzduchu z formy a přispívá ke vzniku podtlak (vakua) ve formě. Příslušné potrubí s ventilem 1 a měřákem vakua je napojeno na vakuovou vývěvu. Během vakuového procesu je ventil 2 uzavřen, aby se zabránilo přístupu argonu a současně se zabránilo poškození manometru tlaku argonu i manometru pro měření podtlaku (vakua). Ventil 3 se používá pro izolaci formy ze systému a pro detekci úniku plynu z potrubního systému. Rychloupínací svorky jsou umístěny mezi nimi a ventilem 3, takže forma může být oddělena od systému. Vakuová vývěva je koncipovaná tak, aby mohlo poskytnout vakuum až do 750 torrů. Pec je elektrická s regulací ohřevu a s nastavením programu pro různé způsoby ohřevu.





Obr. 2.15 Pohled na vakuový systém pro odsátí vzduch ze smontované formy



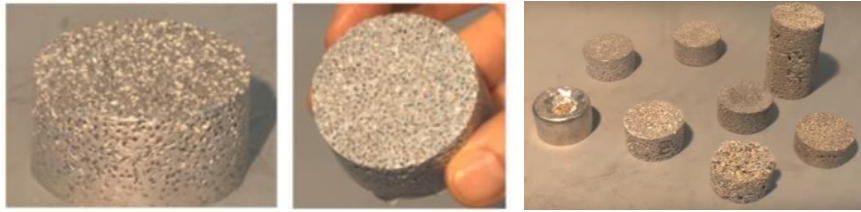
Obr. 2.16 Rozvodný T systém, ústící do formy; zapnutí vývěvy a vytvoření vakua až se dostane ručička manometru na hodnotu „0“

V peci musí být teplota, která je vyšší cca o 50 °C než je teplota tání použité slitiny (např. Al, 660 °C). Čas zahřívání formy s obsahem hliníkové tablety a soli je 1,5 až 2 hod. Po vyčerpání této doby (1,5 až 2 hod.) se otevře ventil s přívodem argonu a argon se přivede do formy, roztavený hliník je tlačěn mezi zrna soli, k čemuž přispívá i vytvořené vakuum ve formě. Forma se vyjímá z pece krabicového tvaru speciálním přípravkem, viz obr. 2.17 vlevo a na obr. 2.17 vpravo je ohřátá forma ze které se vyjme vyrobený materiál obsahující zalitá zrna kuchyňské soli.



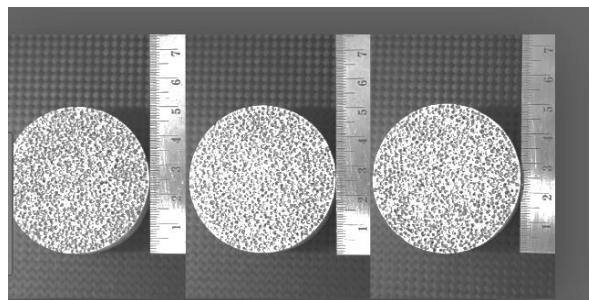
Obr. 2.17 Pohled na otevřenou pec, při vyjímání formy speciálním přípravkem (vlevo), výtmutá forma (vpravo), [15]

Výzkumníci [15], pro vyjímání teplé formy z pece, si vytvořili speciální jednoduchý přípravek ve formě upravené tyče pro její uchycení za matici na trubici pro vysátí vzduchu v horní přírubě.



Obr. 2.18 Pohled na vyrobený hliníkový porézní („pěnový“) materiál LUNA, [15]

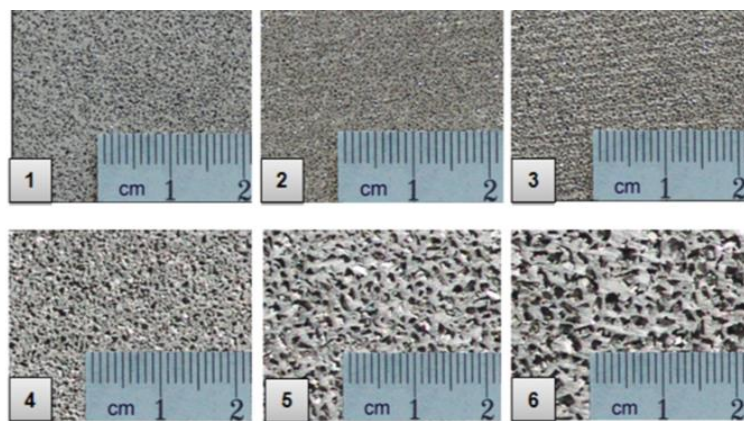
Proces replikace, kde je roztavený kov infiltrován mezi zrna odstranitelného materiálu předlisku, umožňuje značně vysoký stupeň kontroly a byl použit k dobrému účinku pro objasnění některých z těchto vztahů. Tento proces má však mnoho kroků, které jsou závislé na individuální technologii výroby. Ukázka výroby hliníkového porézního materiálu výzkumníky Univerzity v Sheffieldu si dala za cíl poskytnutí popisu všech fází výroby porézního materiálu, včetně použití všech materiálů a zařízení, která jsou relativně snadno aplikovatelná ve výzkumném prostředí. Cílem je také ukázat, jak je možno vyrábět odlehčené kovové materiály účinným a jednoduchým způsobem. Získané kovové polotovary se zalitými zrny kuchyňské soli se nakonec vkládají do vody a za jejího varu po dobu cca 30 až 60 minut dochází k rozpouštění kuchyňské soli (vymývání solných jader). Po vysušení získáváme hliníkový porézní materiál. Tímto způsobem lze získat hliníkové porézní materiály (systémy s otevřenými buňkami o velikosti pórů 1 až 2,36 mm, s pórovitostí 61 % až 77 %. Na obr. 2.19 je ukázka řezů vzorků vyrobených hliníkových porézních materiálů. Také švýcarská firma Exxentis se zabývá výrobou porézních materiálů, viz obr. 2.20a) až obr. 2.20d), [17]. Na obr. 2.21 jsou výrobky z porézního hliníkového materiálu s částicemi soli propagovaného firmou Material Distric, Narden [19].



Obr. 2.19 Hliníkové porézní systémy (materiály), vyrobené pracovníky Univerzity v Sheffieldu, LUNA, [15]



Obr. 2.20a) Hliníkové porézní systémy (materiály), vyrobené firmou Exxentis [17]



1 – velikost pórů 0.10 – 0.35 mm; 2- velikost pórů 0.20 – 0.40mm; 3 - velikost pórů 0.35 – 0.63 mm; 4 – 0.35 – 1.00 mm; 5 – 0.63 – 1.60 mm; 6 – 0.63 – 3.00 mm

Obr. 2.20b) Hliníkové porézní systémy, vyrobené firmou Exxcentis, [17]



Obr. 2.20c) Struktura porézního hliníkového materiálů vyrobených na bázi Al-NaCl, (vyrobena firmou Alumeco Group a Exxcentis), [17]



Obr. 2.20d) Výrobky z porézního hliníkového materiálu, vyrobeno firmou Exxcentis, [17]



Obr. 2.21 Výrobky z porézního hliníkového materiálu s částicemi soli propagovaného firmou Material Distric, Narden, [19]

Výše uvedené porézní hliníkové materiály slouží jako účinná náhrada hliníkových pěn, popř. hliníkových hub. Jedná se o 100 % otevřený porézní materiál s póry o rozměrech od 5 do 200  $\mu\text{m}$ . Tento hliníkový materiál snese teplotu od 250 až do 300  $^{\circ}\text{C}$ . Jak z výše uvedeného vyplývá, pro výrobu kovových porézních materiálů lehčených materiálů s otevřenými buňkami (porézní materiály) se používají prostorově uspořádané částice. Tyto prostorové útvary v konečném efektu výroby způsobí pórovitost nebo-li porezitu materiálu. Některé technologie výroby těchto materiálů jsou založeny na použití prášku daného kovu, resp. slitiny kovů (např. slitina hliníku). Jak vyplývá z označení, částice použitých kovových prášků musí být menší než částice pro tvorbu porezity materiálu, [9]. Prášek kovu se musí důkladně promístit s částicemi chloridu sodného. Během zpracování prášku s částicemi NaCl pro vznik prostorové porezity materiálu se po natavení prášku a jeho ztuhnutí se následně tyto částice odstraňují chemickým nebo tepelným způsobem [2,3,4,5,6]. Tvar částic „prostorových držáků“ řídí morfologii pórovité struktury materiálu. Mimo velmi používaných částic NaCl, lze také použít částice uhličitánů, karbamidové částice, granule expandovaného polystyrenu, hořčíkové částice, polystyrénové kuličky a v poslední době krystaly sacharózy [7,8].

Firma Material Distric, Naarden [19], jako i další výrobci, používá k výrobě porézních hliníkových systémů částice NaCl. Po ztuhnutí hliníku se NaCl odstraní, tak, že ztuhlý hliník s částicemi NaCl se vloží do vody. Dojde k vyluhování chloridu sodného, čímž se materiál stane porézním. V závislosti na velikosti zrn NaCl se může porozita vyráběného hliníku měnit. Částice NaCl musí být při tuhnutí kovového materiálu rozprostřena tak, že po následném vyluhování NaCl musí být všechna prázdná místa (buňky porézního materiálu) vzájemně propojena.

Porézní materiál může být použit ve filtračních systémech, světelných zařízeních, dekoracích na stěnách, akustických řešeních atd. Vlastnosti vyrobeného materiálu jsou: pevnost v tlaku 7 až 40 MPa (v závislosti na velikosti pórů), objemová hmotnost  $1350 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ , součinitel tepelné vodivosti je 40 až 45 [ $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ], [19].

## **2.2 Výroba porézních kovových dílů s použitím vloček kovů a prostorových útvarů sacharózy**

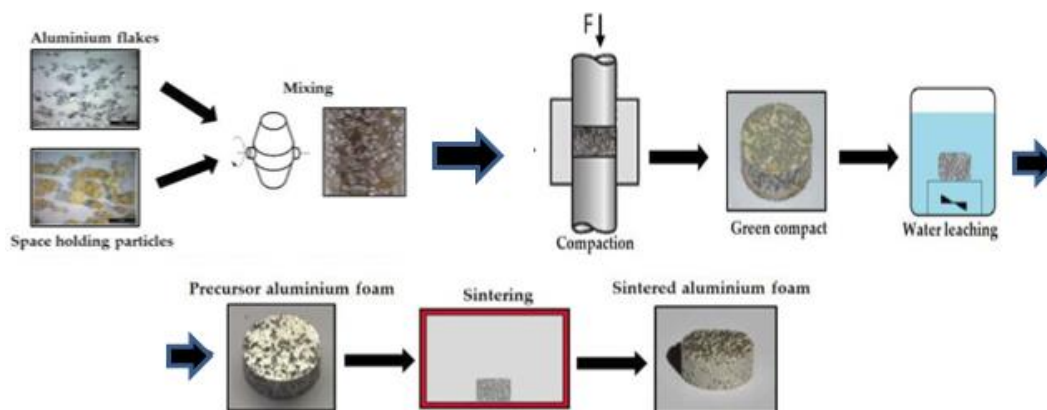
Pro výrobu porézních hliníkových materiálů, místo tavenin hliníku popř. hliníkového prášku, lze také použít vločky hliníkové slitiny, jako je použil PAPATONIOU [1]. Pro tento účel místo tradičně používaného NaCl byla použita sacharóza, známá jako krystalický surový třtinový cukr. Cílem použití sacharózy bylo odzkoušení výroby hliníkového porézního materiálu, jednoduchým, ekonomickým a ekologickým způsobem. Způsob zahrnuje míchání prášku, lisování, loužení a slinování. V rámci výroby hliníkového porézního materiálu byly zkoumány parametry pro optimalizaci výroby. S předpokladem výroby vysoce kvalitních hliníkových porézních materiálů s otevřenými buňkami s výborným ekologickým a výhodným ekonomickým efektem.

Použitím hliníkových vloček se sacharózou se získal porézní materiál s pórovitostí 80 objemových % s otevřenými buňkami. Pro výrobu tohoto materiálu jsou nutné



poměrně nízké tlaky pro zhutnění. Hlavním parametrem použité technologie bylo stanovení tlaku zhutnění pro výrobu prekurzoru a teplotu jeho slinování. Na obr. 2.22 je uvedeno schéma výrobního postupu podle [1], který je následující:

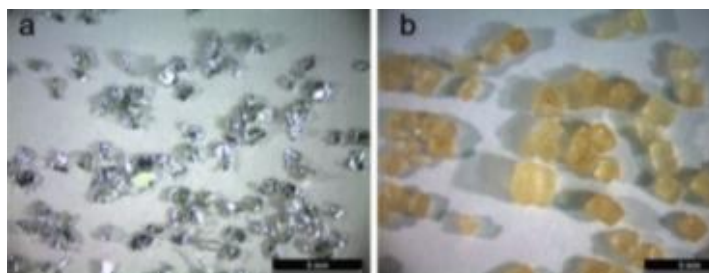
- 1) Příprava vloček hliníku a k tomu určení určitého množství sacharózy, která vytváří v kovovém systému porezitu materiálu;
- 2) Míchání vloček hliníku s částicemi sacharózy;
- 3) Lisování směsi obou smíchaných ingrediencí (vločky hliníku a sacharózy), lisovací tlak 200 MPa. Získání směsi slisovaných ingrediencí;
- 4) Vyplavování vodou – rozpouštění (použití míchadla 100 ot/min., teplota vody 60 °C)
- 5) Vytvoření prakursoru pro výrobu porézního materiálu.
- 6) Slinování prekurzoru v peci, vypalování sacharózy – tj. získávání porézního materiálu. Teplota slinování 620 °C až 740 °C (rychlost ohřevu 10 °C·min<sup>-1</sup>, rychlost ochlazování 3 °C·min<sup>-1</sup>).
- 7) Získání porézního materiálu.



*Aluminium flakes – lupínky hliníku, Space holding particles – rozmístění podílu částic, Mixing – mísení, Compaction – kompaktnost, Green compact – kompaktní polotovar, Water leaching – vyluhování ve vodě, precursor aluminium foam – polotovar hliníkové pěny, sintering – sintrování, sintered aluminium foam – sintrovaná hliníková pěna*

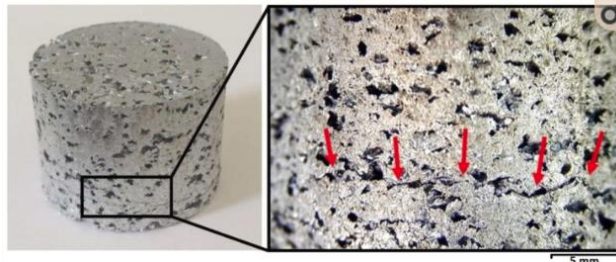
Obr. 2.22 Schéma výroby porézního hliníku s použitím sacharózy [1]

Na obr. 2.23 je ukázka použitých částic obou ingrediencí.



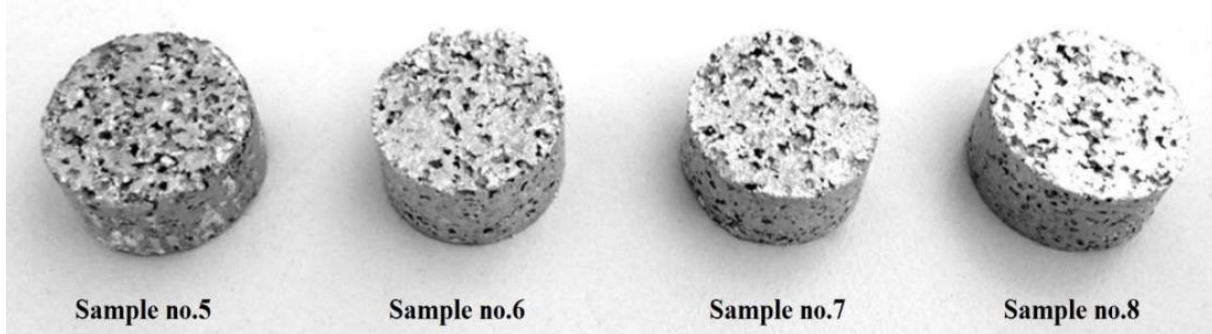
Obr. 2.23 Materiály použité při výrobním procesu hliníkové pěny s otevřenými buňkami: a) částice hliníku ve tvaru vloček, b) částice sacharózy, [1]

*Lisování* – pro výrobu stabilních prekurzorů byl vhodný tlak lisování 200 MPa. Při použití tlaku 250 MPa byly vytvořeny trhliny, viz obr. 2.24 (červené šipky), [1].



Obr. 2.24 Získaný porézní hliníkový systém a jeho struktura vyrobená lisováním s tlakem 250 MPa, jsou zřejmé trhliny, podle [1]

*Slinování* – bylo prováděno při teplotách 620 až 740 °C. Při slinování je nutno každý zhutněný vzorek zahřívat pomalu rychlostí 10 °C·min<sup>-1</sup>, až se docílí příslušná teplota, kterou je nutno udržovat po dobu 3 hodin. Po slinování se prekurzory ochladí na teplotu cca 20 °C s rychlostí ochlazování 3 °C·min<sup>-1</sup>. Bylo zjištěno, že při teplotě slinování 620 °C se dosáhne porozita získaného hliníkového materiálu 78,9 % a při použití teploty slinování 740 °C porozita činí cca 76,8 %. Na obr. 2.25 jsou vzorky po slinování.



Obr. 2.25 Vzorky na bázi hliníku se sacharózou po slinování [1]

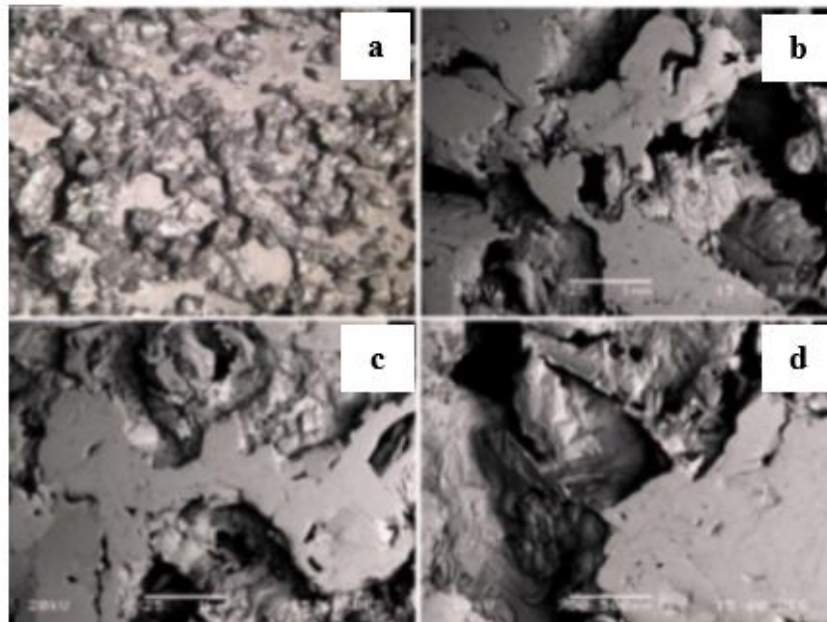
*Rozpuštění* – během procesu rozpouštění byly částice sacharózy snadno rozpuštěny v destilované vodě, aby zanechaly v prekurzoru otevřené buňky. Pro rozpouštění „částic zadržující prostor“ bylo použito magnetické míchadlo s topnou deskou při 100 ot·min<sup>-1</sup> a 60 °C po dobu dvou hodin. Během rozpouštění byla voda ohřívána na teplotu 60 °C. Po procesu rozpouštění byl prekurzor ponechán v sušárně po dobu jedné hodiny, aby se odstranila veškerá zbývající destilovaná voda. Po jednohodinovém sušení byla zjišťována hmotnost prekurzoru vážením s přesností 0,001 g, aby se zjistilo, zda zůstaly uvnitř porézní struktury nějaké sacharóзовé částice. Z měření vyplynulo, že po celé proceduře sušení rozpouštěním nezůstaly v matici hliníkové „pěny“ žádné sacharóзовé částice. Touto technologií byly vyrobeny porézní zkušební vzorky Ø 25 x 15 mm.

V tabulce 2-2 jsou uvedeny vlastnosti vyrobených vzorků, podle [1]. Čísla vzorků zastupovala vždy příslušnou skupinu. Vzorky skupin 1, 2 a 4 nebyly testovány.

Tabulka 2-2 Hodnoty vybraných veličin hliníkových vzorků vyrobených s použitím sacharózy [1].

<i>Sledované hodnoty vybraných veličin hliníkových porézních vzorků</i>					
<i>Ø 25 x 15 mm</i>					
<b>Vzorek ze skupiny</b>	<b>Tlak lisování [MPa]</b>	<b>Teplota slinování [°C]</b>	<b>Absorbovaná energie na objem [kJ·dm<sup>-3</sup>]</b>	<b>Absorbovaná energie na hmotnost [kJ·kg<sup>-1</sup>]</b>	<b>Porozita [%]</b>
<b>3</b>	200	bez slin.	0,39	0,62	79,8±1,8
<b>5</b>	200	620	0,41	0,67	79,9±1,6
<b>6</b>	200	660	0,78	1,32	78,1±1,7
<b>7</b>	200	700	0,94	1,41	77,2±1,5
<b>8</b>	200	740	1,16	1,85	76,8±1,3
<b>9</b>	200	780	při testu se materiál zborčil		

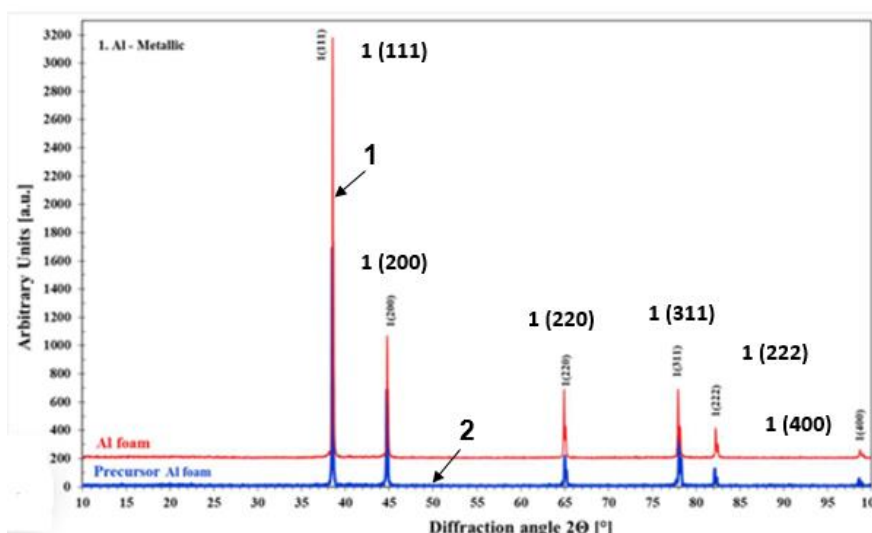
Na obr. 2.26a) je mikrostruktura vyrobených vzorků (hliníkového porézního materiálu s otevřenými buňkami) při teplotě slinování 740 °C. Na obr. 2.26b) je XRD analýza, tj. rentgenový difraktogram vzorku prekursoru 2 (modrá) a porézního vzorku 1 (červená), slinováno při teplotě 740 °C.



*a – optický stereoskopický snímek ilustrující nepravidelnou porézní morfologii;  
b až d – morfologie a vnitřní struktura stěn buněk*

*Obr. 2.26a) Morfologie a mikrostruktura vyrobených vzorků hliníkového porézního materiálu při teplotě slinování 740 °C, [1]*





Arbitrary Units [a.u.] – libovolné jednotky [l.j.], Diffraction angle  $2\theta$  [°] – úhel difrakce

Obr. 2.26b) XRD analýza – rentgenový difraktogram porézního vzorku (1), vzorku prekurzoru (2), [1]

**Stanovení hustoty vyrobeného porézního materiálu ( $\rho_P$ )** – bylo provedeno na základě známých fyzikálních veličin:

$$\rho_P = \frac{m_P}{V_P}, \quad (2.1)$$

kde značí:  $\rho_P$  – objemovou hmotnost porézního materiálu [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ] nebo [ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ];  $m_P$  – hmotnost porézního materiálu [kg] nebo [g];  $V_P$  – objem porézního materiálu [ $\text{m}^3$ ] nebo [ $\text{cm}^3$ ].

**Stanovení porozity (celkové porozity) vyrobeného porézního materiálu ( $P_P$ )**, lze vypočítat:

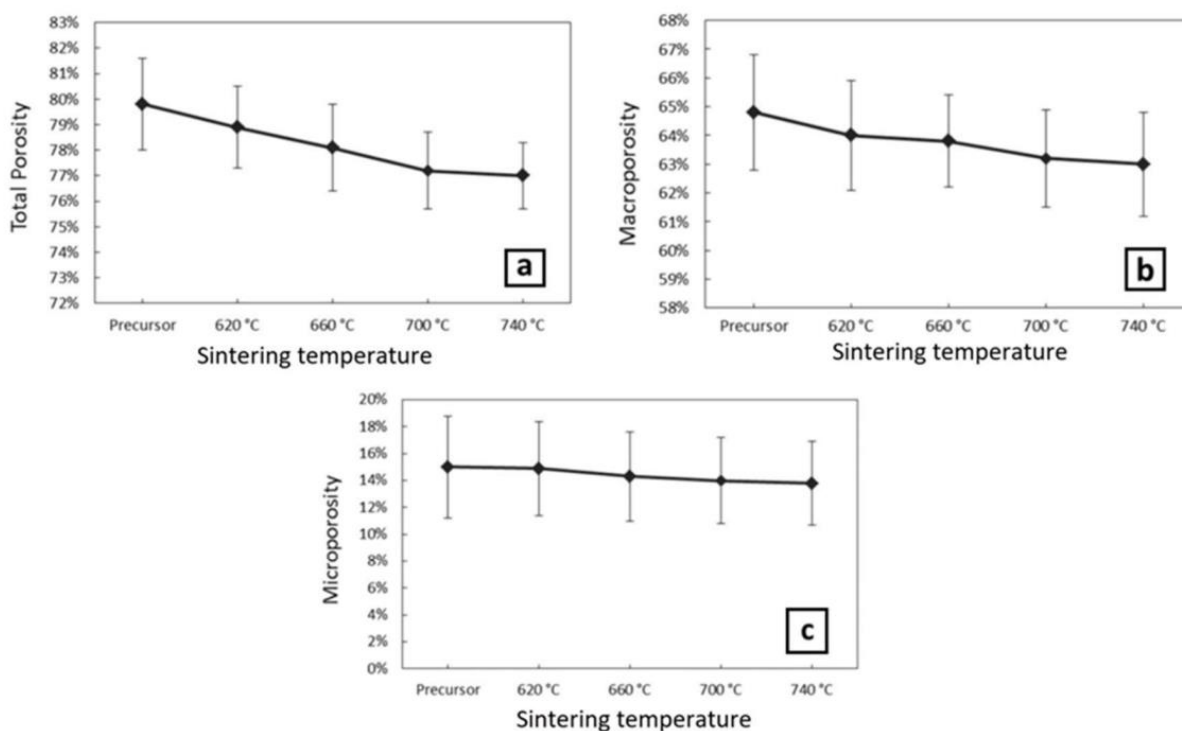
$$P_P = 1 - \frac{\rho_P}{\rho_{K.M.}}, \quad (2.2)$$

kde značí:  $P_P$  – porozitu vyrobeného materiálu [1];  $\rho_P$  – objemovou hmotnost porézního materiálu [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ] nebo [ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ];  $\rho_{K.M.}$  – hustotu kompaktního kovového materiálu [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ] nebo [ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ], tj. materiálu bez porozity. Pokud je zpracováván čistý hliník, pak  $\rho_{K.P.} = 2700$  [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ] nebo  $2,70$  [ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ].

Na obr. 2.27 je uvedena porozita vyrobeného materiálu v závislosti na teplotě slinování. Pro každou teplotu slinování byla vytvořena jedna sada tří hliníkových porézních vzorků, aby byla zajištěna reprodukovatelnost výsledků. U všech vzorků byla stanovena celková pórovitost mezi 77 až 80 %, pomocí rovnice (2.2), jak je znázorněno na obrázku 2.27a), kde je závislost celkové porozity na teplotě spékání (sintrování). Celková porozita zahrnuje makroporozitu odvozenou z částic sacharózy. Proto, aby se změnila makroporozita, byly povrchy vzorků nejprve zpracovány

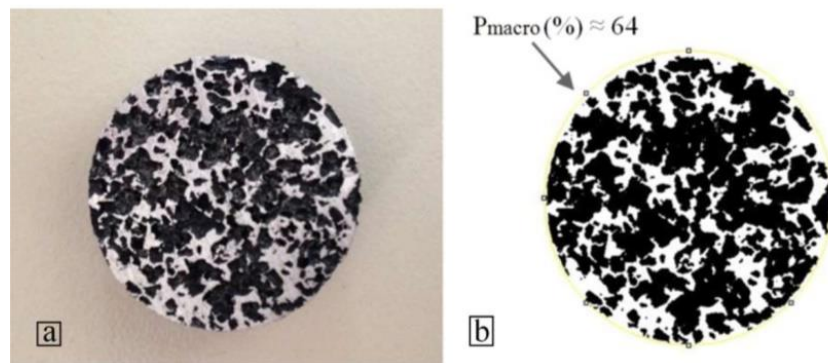
elektrostatickým výbojem, aby se vizualizovala jejich vnitřní struktura. Vyrobené vzorky byly následně vyšetřeny makroskopicky pomocí optického stereoskopu a byla stanovena makroporozita pomocí programu zpracování obrazu – The open Image. Průměrná hodnota makroporozity všech vzorků se pohybovala od 63 do 65 %, jak je patrné z obr. 2.27b). Současně byla stanovena mikroporozita vzorků, jako funkce teploty spékání (sintrace), která činila 13 až 15 %, jak je uvedeno na obr. 2.27c). Mikroporozita byla stanovena odečtením makroporozity od celkové porozity vzorku, [1]. Schémata měření porozity naznačují, že se zvýšením teploty slinování dochází k menšímu snížení celkové porozity, makroporozity i mikroporozity.

Následně byl pomocí softwaru Image, zpracován obraz struktury vyrobených vzorků (s otevřeným buňkami) a dále byla stanovena hodnota střední makroporozity, viz obr. 2.28. Na obr. 2.28 a) je makrostruktura lomu vyrobeného porézního materiálu. Na obr. 2.28 b) je uvedena struktura s vyznačením porozity, která byla stanovena pomocí programu Image  $P_{\text{makro}} = 64 \%$ .



*Total porosity – celková porozita; macroporosity – makroporozita; microporosity – mikroporozita; sintering temperature – teplota spékání (slinování)*

Obr. 2.27 Porozita vyrobeného materiálu stanovená různými způsoby: a) podle rovnice (2.2); b) makroporozita stanovená pomocí vědeckého programu zpracování obrazu - Theopen Image, c) mikroporozita vypočtená odečtením makroporozity od celkové porozity, [1]



Obr. 2.28 Makrostruktura: a) lomu vyrobeného porézního materiálu; b) sledování porozity struktury pomocí programu Image  $P_{makro} = 64\%$  [1]

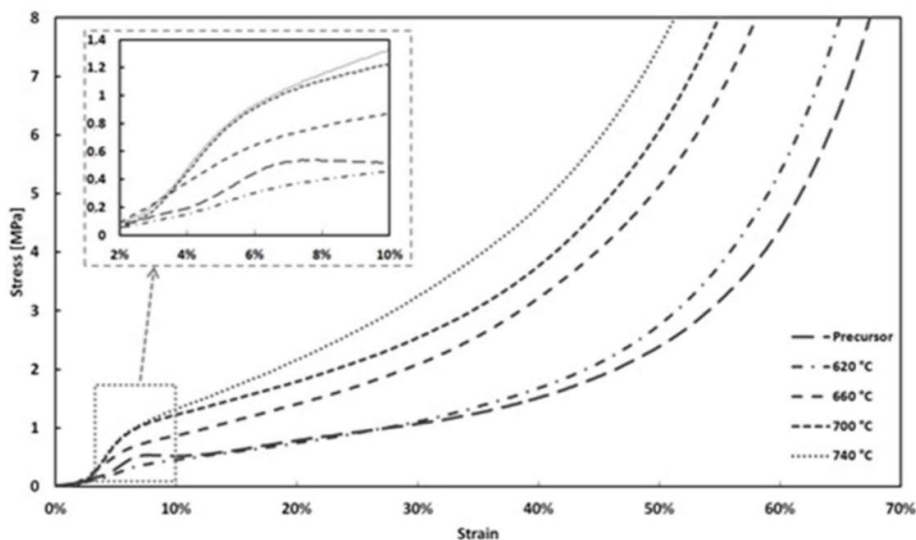
**Stanovení pevnosti v tlaku vzorků vyrobeného porézního materiálu**, bylo provedeno na základě vtahu:

$$\sigma = \frac{F}{(A \cdot P_p)}, \quad (2.3)$$

kde značí:  $F$  – sílu v tlaku [N];  $A$  – plochu na kterou působila tlaková síla [m<sup>2</sup>];  $P_p$  – porozitu sledovaného materiálu po procesu slinování [1].

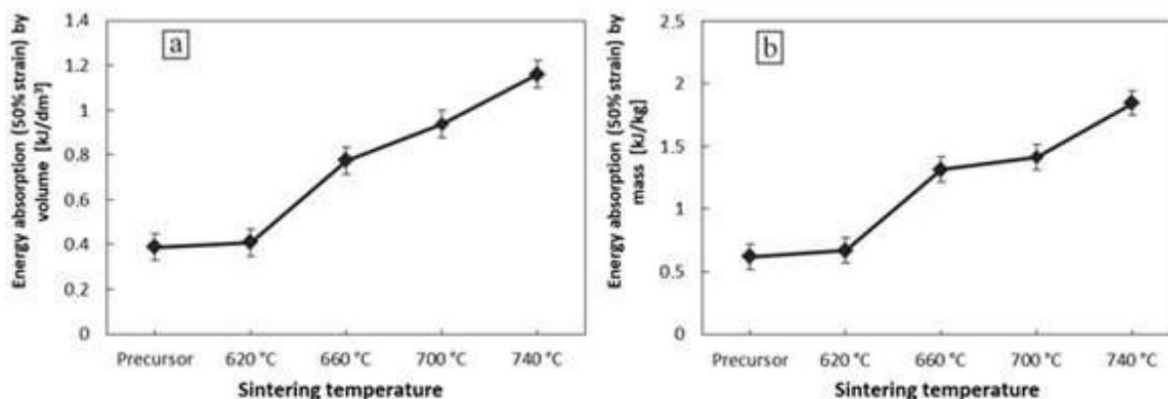
Jak je z rovnice (2.3) patrné, plocha na kterou působí tlaková síla je ovlivněna porézitou vzorku. Na obr. 2.29 je uvedena závislost napětí – deformace vyrobených porézních hliníkových materiálů. Obr. 2.29 v podstatě znázorňuje odolnost porézních hliníkových vzorků proti namáhání v tlaku po jejich procesu slinování (spékání) při teplotách 620 °C, 660 °C, 700 °C, a 740 °C. Získané křivky napětí-deformace jsou charakterizovány typickou počáteční elastickou odezvou, následným nepatným nárůstem napětí s velkou deformací s kladným sklonem a konečně přechodem ke slisování materiálu. Porézní vzorky bez slinovacího procesu vykazují významné vysoké napětí na „platě“, co se očekávalo kvůli úhlové morfologii toků materiálu během lisování. Pro přesnější prozkoumání elastické oblasti, byla stupnice deformace pro elastickou oblast rozdělena na jednotky deformace, viz obr. 2.29 nahoře. Bylo zjištěno, že změny napětí v elastické oblasti jsou nelineární, což autoři [1] vysvětlují projevem defektů materiálu během procesu lisování. Dále byla také sledována absorbovaná energie vyrobeným materiálem.

Na obr. 2.30 jsou uvedeny hodnoty absorpce energie porézních hliníkových vzorků podle objemu a podle hmotnosti při různých teplotách slinování. Absorpce energie je důležitý parametr pro ověření užitečnosti vyrobeného porézního materiálu jako možného „kondenzátoru“ absorbujícího energii.



Stress – napětí; Strain – deformace

Obr. 2.29 Závislost napětí – deformace hliníkových porézních materiálů vyrobených při různých teplotách slinování [1]



Energy absorption – pohlcená energie; Sintering temperature – teplota slinování

Obr. 2.30 Hodnoty absorbované energie hliníkových porézních vzorků a) podle objemu a podle hmotnosti b) při 50 % napětí, vzorky byly vyrobeny při různých teplotách slinování [1]

Použití hliníkových slitin jako hlavního materiálu tohoto procesu umožňuje výrobu porézních hliníkových materiálů s vynikající strukturou s otevřenými buňkami. Přitom se využívají částice sacharózy (které tvoří Space Holder Particles – SHP „držák prostoru“). Pro výrobu těchto materiálů jsou nutné nízké lisovací tlaky bez potřeby jakékoli vazebné přísady, která zlepšuje proces slinování (spékání). Jak je z výše uvedeného patrné, krystaly sacharózy lze použít pro výrobu hliníkových porézních materiálů. Tvar vnitřních pórů (buněk) vyrobeného materiálu souvisí se střední velikostí, geometrií a objemem použitých částic sacharózy. Výrobní postup zaručuje jednoduchou, levnou a ekologickou výhodnou metodu výroby porézních materiálů.

## 2.3 Výroba hliníkových porézních systémů infiltrační metodou s použitím odstředivé síly

WANG et al. [22] vyrobil hliníkový porézní systém speciální metodou infiltračního lití. Tento způsob umožňuje velmi dobře kontrolovat topologii vyrobeného porézního systému (tvar, velikost a rozdělení pórů). Tato metoda obvykle využívá odnímatelný předlisek se vzájemně propojenou porézní strukturou, do které roztavený kov infiltruje pod vnějším tlakem. To je základ výroby porézního materiálu s otevřenými buňkami. Infiltrační lití bylo poprvé použito pro výrobu „kovových pěn“, resp. kovových porézních systémů v roce 1961 (Polonsky et al), jak uvádí [22]. Od této doby byly vyvinuty 4 různé metody výroby před slitků a 4 různá zařízení. Podrobný přehled infiltračního odlitku pro výrobu kovových porézních materiálů lze nalézt v literatuře [23]. FABRIZIO et al. [24] použil hydraulický válec k zajištění tlaku 2,5 MPa a vyrobil hliníkové porézní materiály replikací předlisku NaCl.

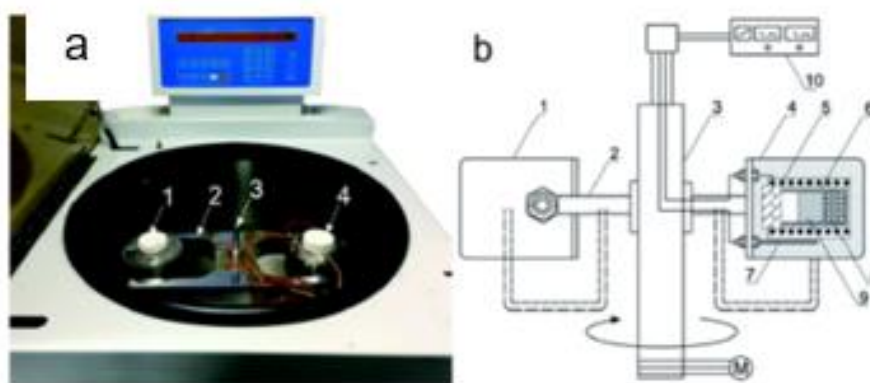
LARA-RODRIGUEZ et al. [25] vyvinula zařízení pro replikační lití a úspěšně vyrobila hořčíkové porézní materiály s otevřenými buňkami o velikosti pórů cca 3,3 mm při tlaku argonu 1,96 bar (0,196 MPa). Konvenční metoda odlévání infiltrací používá hlavně mechanický tlak (pístu nebo plynu), ale nestačí účinně překonat povrchové napětí tekutých kovů a zbytkový plyn v mezerách nebo dutinách předlisku je obtížné úplně vytlačit. Z tohoto důvodu je obtížné dosáhnout úplného naplnění předlisku roztaveným kovem. Je známo, že v supergravitačních polích (vytvořených odstředivým zařízením) je možno významně zvýšit přenos hmoty. Díky těmto vlastnostem byla supergravitační technologie doposud úspěšně aplikována v mnoha oborech (např. v chemickém průmyslu). Z hlediska přípravy materiálu je supergravitační infiltrace, známá také jako odstředivé lití, jednou z nejjednodušších a nejefektivnějších technologií pro výrobu složitých kovových dílů, funkčně odstupňovaných materiálů a kompozitů s kovovou maticí (MMC).

Pro výrobu porézních hliníkových systémů YANG et al. [22] sestavili odstředivé odlévací zařízení, viz obr. 2.31. Sestava se skládá z odporové pece s válcovou komorou z oxidu hlinitého o průměru 40 mm a délce 150 mm. Pro monitorování a regulaci teploty byl použit termočlánek typu R. Topná pec a protizávaží byly symetricky připevněny k odstředivému rotoru. Čárkovaná čára znázorněná na obr. 2.31b označuje pec a protizávaží ve stacionárním stavu a ty se změní ze svislé na vodorovnou polohu rotace, jakmile se zapne odstředivý rotor.

Jak uvádí WANG et al. [22], při infiltraci je důležité, aby účinky odstředivé síly pozitivně ovlivňovaly relativní hustotu a strukturu výsledného porézního materiálu. Rovněž je třeba poznamenat, že minimální odstředivá síla je určena několika parametry, jako je velikost částic NaCl a teplota infiltrace. Je obtížné izolovat účinek specifických parametrů (velikost částic NaCl a teplota infiltrace) na minimální odstředivou sílu pomocí konvenčního odstředivého lití, kde nelze infiltrační teplotu přesně regulovat.

Při výrobě je důležité ustavení vloženého předlisku z NaCl, tak aby byl směrem ke středu rotace v supergravitačním poli kvůli jeho nižší hustotě NaCl ( $2165 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$  při teplotě  $20 \text{ }^\circ\text{C}$ ) než je měrná hmotnost hliníku ( $2700 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$  při teplotě  $20 \text{ }^\circ\text{C}$ ).

V experimentu s infiltrací byl použit grafitový kelímek skládající se ze dvou malých kelímků. Dva malé kelímky měly stejný vnitřní průměr 21 mm a ve spodní části horního kelímku bylo 20 filtračních otvorů o průměru 0,5 mm. Pro zjednodušení výrobního postupu bylo zabráněno slinování předlisku s částicemi NaCl. Předlisk byl umístěn do spodního grafitového kelímku, zatímco do horního grafitového kelímku bylo umístěno asi 30 g hliníkových bloků. Kelímky byly mechanicky spojeny (šrouby). Celý kelímek byl potom zahříván při teplotě 710 °C po dobu 20 minut v odporové peci odstředivého zařízení, viz 2.31, aby došlo k úplnému roztavení hliníkových bloků. Později bylo zařízení spuštěno a nastaveno na požadovanou rychlost otáčení. Vyvozená odstředivá síla způsobí, aby roztavený hliník prošel filtračními otvory a se infiltroval do dutin před lisku NaCl. Rotace zařízení trvala 10 minut, nejdříve byla teplota 710 °C a později teplota klesala rychlostí chlazení 15 °C·min<sup>-1</sup>. Když byla teplota pod 500 °C (hliník byl zcela ztuhlý), odstředivé zařízení bylo vypnuto a grafitový kelímek se vzorkem byl vyjmut a ochlazen na vzduchu. Vytvořený tuhý kompozitní systém hliník-NaCl (Al/NaCl) byl vyjmut ze spodního kelímku. Na konec se odstraňují částice NaCl z kompozitu rozpuštěním ve vodě, čímž se získává konečný vzorek porézního hliníkového materiálu.



1- protiváha, 2 - odstředivý rotor, 3 - osa rotace, 4 - odporová topná pec, 5 - cívka odporové pece, 6 - grafitový kelímek, 7 - termočlánek typu R, 8 předlisk NaCl, 9 - tavenina hliníku (hliníkové slítiny), 10 - regulátor teploty [22]

Obr. 2.31 a) odstředivé zařízení, b) schéma odstředivého zařízení

Pro kvantifikaci supergravitačního pole byl stanoven koeficient gravitace  $G$ , který je definován jako poměr odstředivého zrychlení k normálnímu gravitačnímu zrychlení:

$$G = \frac{\sqrt{g^2 + (\omega^2 \cdot r)^2}}{g} = \frac{\sqrt{g^2 + \left(\frac{N^2 \cdot \pi^2 \cdot r}{900}\right)^2}}{g}, \quad (2.4)$$

kde značí:  $g$  – normální gravitační zrychlení (9,81 m·s<sup>-2</sup>);  $\omega$  – úhlovou rychlost rad [s<sup>-1</sup>];  $r$  – vzdálenost od odstředivé osy ke středu předlisku NaCl, (v této práci  $r = 0,25$  m);  $N$  – rychlost otáčení, [ot.min<sup>-1</sup>].

Během infiltrace supergravitační rotace poskytuje dostatečný odstředivý tlak pro dosažení plné infiltrace. Odstředivý tlak působící na povrch předlisku ( $P_c$ ) způsobený odstředivou silou lze ho vypočítat:

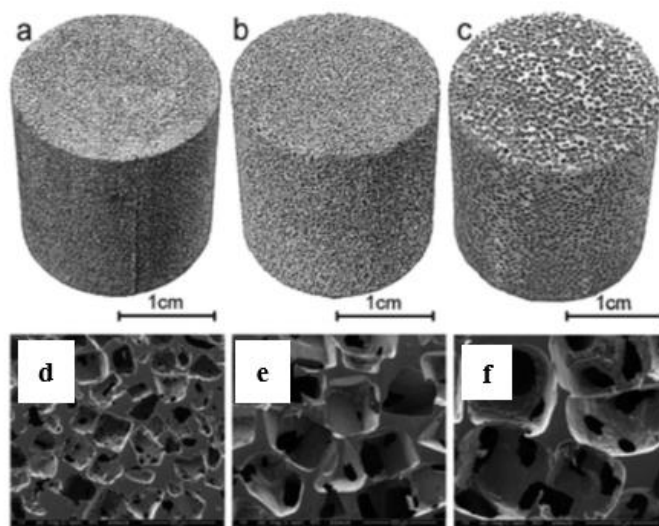
$$P_c = \frac{\rho \cdot \omega^2 (L_2^2 - L_1^2)}{2} = \frac{\rho \cdot N^2 \cdot \pi^2 (L_2^2 - L_1^2)}{1800}, \quad (2.5)$$

kde značí:  $\rho$  – hustotu roztaveného hliníku;  $L_2$  a  $L_1$  hladiny roztaveného hliníku měřené od středu otáčení.

Podrobnější popis lze nalézt v publikaci [26]. V práci [22], kde byl použit hliník a jeho měrná hmotnost při teplotě 710 °C je 2373 kg·m<sup>-3</sup>, byly hodnoty:  $L_2 = 0,24$  m a  $L_1 = 0,206$  m. V kombinaci s rovnicí (2.1) lze také vyjádřit odstředivý tlak:

$$P_c = 705 \cdot G \quad (2.6)$$

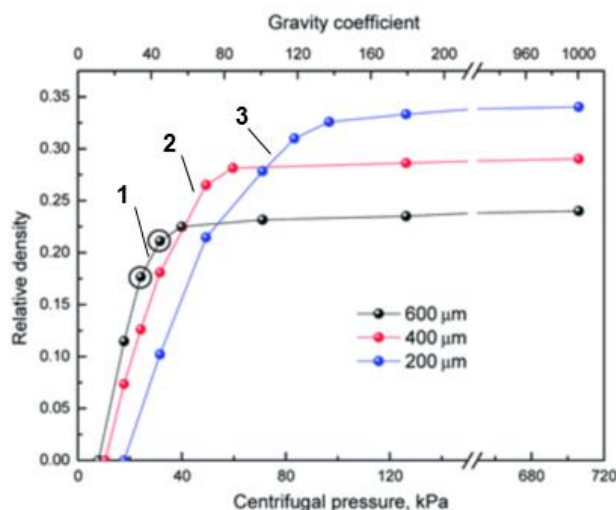
Maximální otáčky lze dosáhnout z hodnoty 0 ot·min<sup>-1</sup> na 1891 ot·min<sup>-1</sup>, což je maximum, jak je uvedeno v publikaci [22]. Generovaný koeficient gravitace vzrostl z 1 na 1000 a odstředivý tlak vzrostl z 0 kPa na 705 kPa. Práce [22] uvádí v podstatě výsledky infiltračního lití v supergravitačním poli. Experimentem byly získány při odlitky porézního hliníkového systému, které se lišily velikostí pórů na základě použití částic NaCl (200, 400 a 600  $\mu$ m). Při experimentu byl použit odstředivý tlak  $P_c = 353$  kPa ( $G = 500$ ) s výsledkem získání různé velikostmi pórů a jejich kovovými strukturami. Jak je patrné z obr. 2.32a) až obr. 2.32c), je možno sledovat homogenní rozdělení pórů nejen na povrchu odlitků, ale také v jejich příčném a podélném směru, viz obr. 2.32d) až obr. 2.32f). Struktury příčných řezů získaných porézních hliníkových systémů byly získány pomocí elektronového skenovacího mikroskopu.



Obr. 2.32 Hliníkové porézní systémy (s otevřenými buňkami) byly použity různé velikosti částic NaCl: a) a d) 200  $\mu$ m; b) a e) 400  $\mu$ m; c) a f) 600  $\mu$ m; byl použit tlak = 353 kPa ( $G = 500$ ), struktury řezů byly získány s použitím SEM, [22]



WANG et al. [22] sledoval během lití infiltraci hliníku v super gravitačním poli, kdy roztavený hliník je nucen proniknout kanály preformy NaCl. Získal tři druhy výsledků: bez infiltrace, částečná infiltrace a plná infiltrace. Pro vyhodnocení vlivu super gravitačního pole na rozsah infiltrace byl znázorněn vliv odstředivého tlaku ( $P_c$ ) a koeficientu gravitace ( $G$ ) na relativní hustoty finálních hliníkových pěn, viz obr. 2.33, pro tři druhy hliníkových porézních systémů. Jak je z obr. 2.33 patrné, relativní objemová hmotnost se postupně zvyšuje se zvyšováním koeficientu odstředivého tlaku a gravitace. Tak např. z obr. 2.33 pro velikost částice NaCl 600  $\mu\text{m}$  je možno sledovat následující skutečnosti. Preforma NaCl nemůže být infiltrována roztaveným hliníkem, dokud není  $P_c$  vyšší než 8 kPa ( $G = 11$ ). Relativní objemová hmotnost se rychle zvýšila na 0,21 se zvyšujícím se  $P_c$  na 32 kPa ( $G = 45$ ), zatímco nad 32 kPa se relativní objemová hmotnost také zvýšila, ale relativně pomalu. Při maximálním odstředivém tlaku 705 kPa ( $G = 1000$ ) dosahuje relativní objemová hmotnost porézního hliníkového systému pěny s velikostí pórů NaCl 600  $\mu\text{m}$  svůj vrchol, tj. 0,24. V tabulce 2-3 jsou uvedeny hodnoty vybraných fyzikálních veličin.



1 – 600  $\mu\text{m}$ ; 2 – 400  $\mu\text{m}$ ; 3 – 200  $\mu\text{m}$

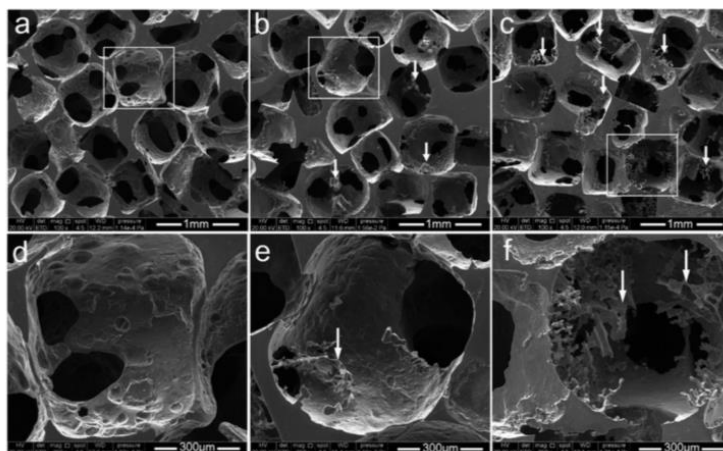
Relative density – relativní objemová hmotnost; Centrifugal pressure – tlak od odstředivé síly;  
Gravity coefficient – gravitační koeficient

Obr. 2.33 Závislost efektivního centrafugálního tlaku a gravitačního koeficientu na relativní hustotě porézního systému [22]

Tabulka 2-3 Hodnoty vyrobených fyzikálních veličin porézních hliníkových systémů infiltrací v super gravitačním poli,  $P_c = 705$  kPa ( $G = 1000$ ) [22]

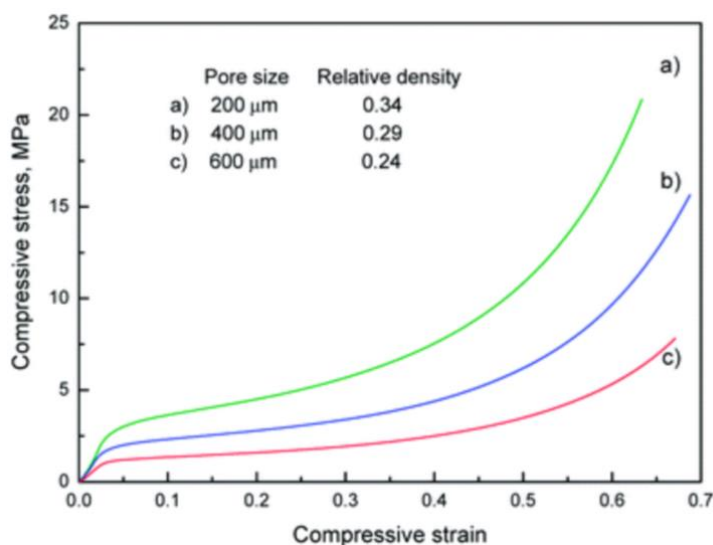
<i>Hodnoty vyrobených fyzikálních veličin porézních systémů <math>\varnothing 40 \times 50</math> mm</i>			
Velikost pórů [ $\mu\text{m}$ ]	Porozita [%]	Relativní objemová hmotnost [1]	Objemová hmotnost [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ]
200	66	0,34	920
400	71	0,29	780
600	76	0,24	650

Na obr. 2.34 jsou uvedeny struktury, získané pomocí mikroskopu SEM, porézního hliníkového systému vyrobeného s použitím částic NaCl s velikostí 600  $\mu\text{m}$ , s různým centrifugálním tlakem, a) a d) 30 kPa; b) a e) 353 kPa, c) a f) 705 kPa.



Obr. 2.34 Struktura porézního hliníkového systému vyrobeného s použitím částic NaCl s velikostí 600  $\mu\text{m}$ , s různým centrifugálním tlakem, a) a d) 30 kPa; b) a e) 353 kPa, c) a f) 705 kPa, [22]

Vyrobené vzorky z porézního hliníkového systému  $\varnothing$  40 mm x 50 mm byly namáhány na tlak. Získané výsledky jsou uvedeny na obr. 2.35.



Compressive stress – tlakové napětí; compressive strain – přetvoření od tlakové síly  
Velikost pórů (pore size) 200, 400 a 600  $\mu\text{m}$ ; Relativní objemová hmotnost (relative density):  
0,34; 0,29 a 0,24

Obr. 2.35 Namáhání na tlak vzorků  $\varnothing$  50 x 50 mm vyrobených s různou velikostí částic NaCl (200, 400 a 600  $\mu\text{m}$ ),  $P_c = 705$  kPa [22]

V tabulce 2-4 jsou uvedeny hodnoty mechanických vlastností vyrobených vzorků s velikostí pórů (200, 400 a 600  $\mu\text{m}$ ) porézních hliníkových systémů, výše popsaných, vyrobených infiltrací v super gravitačním poli (odstředivým litím).

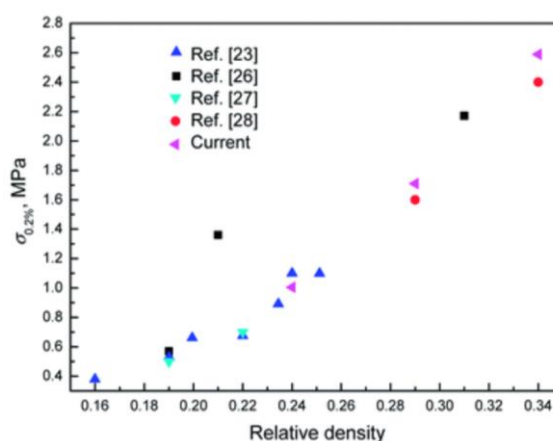
Tabulka 2-4 Mechanické vlastnosti vzorků porézních hliníkových systémů [22]

<i>Mechanické vlastnosti vzorků porézních hliníkových systémů</i>				
Velikost pórů [μm]	Mez pevnosti v kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	Mez pevnosti $R_m$ [MPa]	Hodnota Youngova modulu [MPa]	Přetvoření při stlačení ( $\epsilon_D$ )
200	2,59	5,35	93,3	0,51
400	1,71	3,37	67,5	0,53
600	1,01	1,94	39,2	0,54

Na obr. 2.36 jsou uvedeny závislosti meze kluzu porézní hliníkové slitiny v závislosti na relativní hustotě podle různých autorů a výsledků podle [22].

Z práce [22] je zřejmé, že infiltračním litím v supergravitačním poli lze vyrobit porézní hliníkový materiál (replikovaná hliníková pěna) s otevřenými póry s relativní hustotou mezi 0,24 až 0,34 při použití částic NaCl 200, 400 a 600 μm, při vyvození odstředivého tlaku  $P_C = 705$  kPa ( $G = 1000$ ).

Na obr. 2.36 je závislost meze kluzu porézní hliníkové slitiny v závislosti na relativní hustotě podle různých autorů a výsledků podle [22].



[23] DESPOIS, J. MARMOTTANT, A. SALVO, L. and A. MORTENSEN. Influence of the Infiltration Pressure on the Structure and Properties of Replicated Aluminium Foams, *Mater. Sci. Eng., A*, 2007, 462, pp. 68–75.

[26] JAMSHIDI-ALASHTI, R. and G. ROUDINI. Producing Replicated Open-cell Aluminum Foams by a Novel Method of Melt Squeezing Procedure. *Mater. Lett.*, 2012, 76, pp. 233–236.

[27] GOODALL, R. DESPOIS, J.F. MARMOTTANT, A. SALVO, L. and A. MORTENSEN. The effect of preform processing on replicated aluminium foam structure and mechanical properties, *Scr. Mater.*, 2006, 54, 2069–2073.

[28] GOODALL, R. MARMOTTANT, A. SALVO, L. and A. MORTENSEN. Spherical Pore Replicated Microcellular Aluminium: Processing and Influence on Properties, *Materials Science Engineering, A*, 2007, 465, pp. 124–135.

Obr. 2.36 Závislost meze kluzu porézní hliníkové slitiny v závislosti na relativní hustotě podle různých autorů a výsledků podle [22]

## 2.4 Výroba hliníkových porézních materiálů infiltrační metodou s řízenou atmosférou

PIMIENTO et al. [27] popisuje výrobu hliníkových porézních materiálů (s otevřenými buňkami – póry), které byly vyrobeny infiltračními procesy využívajícími zařízení s řízenou atmosférou pro fúzní a infiltrační procesy kovu.

U vyrobených vzorků hliníkových porézních materiálů byly sledovány materiálové charakteristiky. K tomuto účelu byla použita metodika, kterou vypracovali BAFTI a HABIBOLAHZADEH [28].

*Stanovení hustoty vyrobeného materiálu* vychází ze základního fyzikálního vzorce:

$$\rho = \frac{m}{V}, \quad (2.7)$$

kde značí:  $m$  – hmotnost vyrobeného materiálu [kg];  $V$  – objem vyrobeného materiálu [ $\text{m}^3$ ].

*Stanovení teoretické hustoty kompozitního materiálu (hliník a NaCl):*

$$\rho_T = (\rho_{Al} \cdot W_{Al} + [\rho_{NaCl} \cdot (1 - m_{Al})]) \quad (2.8)$$

kde značí:  $\rho_{Al}$  – hustotu hliníku ( $2700 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ );  $W_{Al}$  – příslušný procentuální podíl frakce hliníku [1];  $\rho_{NaCl}$  – hustotu NaCl ( $2165 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ );

*Stanovení porezity kompozitního materiálu (hliník a NaCl):*

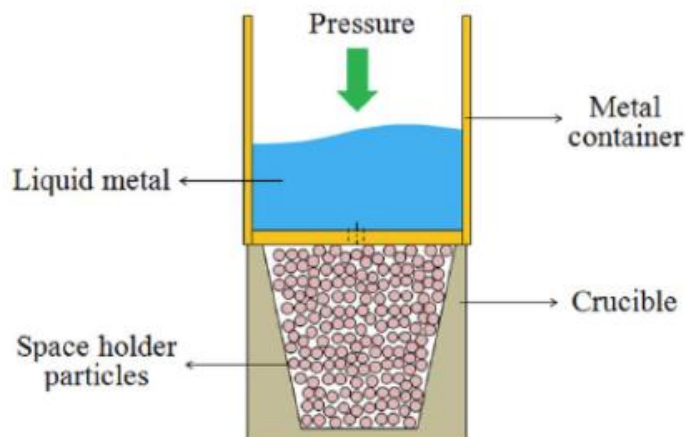
$$P_k = 1 - \frac{\rho_K}{\rho_T}, \quad (2.9)$$

kde značí:  $\rho_K$  – hustotu kompozitního materiálu [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ];  $\rho_T$  – teoreticky stanovenou hustotu kompozitního materiálu (hliník a NaCl), [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ].

Stanovení porezity porézního materiálu ( $P_P$ ), např. z hliníku lze provést na základě rovnice (2.2).

Autoři [27] stanovili topologie částic NaCl pomocí digitálních obrazů a určili morfologie a velikost částic NaCl. Dále stanovili tvar buněk tvořících porozitu materiálu. Pomocí skenovací elektronové mikroskopie SEM (Jeol JSM 6610 HLV) sledovali propojení buněk porézního materiálu. U každého vyrobeného porézního vzorku hliníkového materiálu byly změřeny rozměry a stanovena jeho hmotnost, a objemová hmotnost ve stavu kompozitu (Al-NaCl). Obdobně byly i po vyluhování (rozpoštění NaCl ve vodě) stanoveny hmotnosti výsledných hliníkových porézních vzorků. Byla vypočítána jejich objemová hmotnost. Hmotnosti byly stanoveny vážením s přesností  $\pm 0,001 \text{ g}$ . Na základě těchto údajů byly stanoveny: měrná hmotnost kompaktního materiálu  $\rho_{K.M.}$ ; objemová hmotnost porézního hliníkového materiálu  $\rho_P$ ; pórovitost (porezita) kompaktního materiálu  $P_K$  a porezita vyrobeného materiálu  $P_P$ , pomocí rovnic (2.2), (2.8) a (2.9). Autoři [27] použili pro experimenty čistý hliník (čistota 99,8%) ve formě ingotu. Pro vytvoření porezity hliníku (z anglického překladu – držitele prostoru (*Space Holder Particles - SHP*)) byly použity ekviaxiální granule NaCl ve třech velikostech částic (I. skupina, rozsah částic od 4,7 do 4,0 mm; II. skupina, rozsah částic od 4,0 do 3,3 mm a III. skupina, rozsah velikosti částic od 3,3 do 2,0 mm). Získané

hliníkové porézní materiály vykazovaly ve všech případech vysoce porézní strukturu se vzájemně propojenými buňkami porezity. Maximální hodnota porozity dosahovala 73,7 % a minimální hodnota hustoty byla  $0,71 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$  ( $710 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ). Tato práce ukazuje, že pro výrobu porézních materiálů s vysokým propojením buněk je nutné použít částice chloridu sodného o určité velikosti. K tomu je vhodné zařízení, které umožňuje fúzní a infiltrační procesy kovu s řízenou atmosférou. K tomuto účelu je vhodná atmosféra inertního plynu, která chrání kov proti rychlé oxidaci. Použité výrobní zařízení bylo odděleno od topné pece. Autoři popsali základní princip, samotné zařízení je popsáno velmi stručně. Zařízení je vnitřně tvořeno kovovým kontejnerem opatřeným otvorem v jeho spodní části a kovovou formou. Obr. 2.37 ukazuje základní systém nádoba – forma, ve kterém je kovová nádoba s hliníkem vložena na kovovou formu obsahující lože částic NaCl. Nádoba s formou jsou vzájemně propojeny. Poté se systém nádoba – forma umístí do konvenční vertikální elektrické pece s regulovanou atmosférou inertního plynu. Při experimentech každá velikostní skupina NaCl byla vložena do kovového kelímku, tak aby kelímek byl zaplněn.



*Pressure – tlak; metal container – kovová nádoba; liquid metal – kapalný kov; space holder particles – držák prostoru (částice NaCl); crucible – kelímek*

*Obr. 2.37 Schéma zařízení kontejneru / formy použité pro zpracování hliníkových „pěn“ s otevřenými póry, podle [27]*

Hliníková tavenina byla umístěna dovnitř kovové nádoby, která je ve střední části dna opatřena otvorem, viz obr. 2.37. Na obr. 2.38 jsou uvedeny částice chloridu sodného o použitých velikostech, ve třech skupinách velikostí: a) je od 4,7 do 4,0 mm; b) je rozsah od 4,0 do 3,3 mm a c) je od 3,3 do 2,0 mm.

Kovová nádoba s hliníkem byla umístěna na kovovou formu s NaCl, aby se zajistil trvalý kontakt částic NaCl. Systém forma – nádoba byl zaveden do vertikální elektrické pece pro roztavení hliníku při  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  po dobu 30 minut. Když se hliník roztavil, lože částic NaCl bylo infiltrováno tekutým hliníkem gravitací. Po procesu infiltrace byl systém forma – nádoba ochlazen, čímž byl získán kompak Al - NaCl.

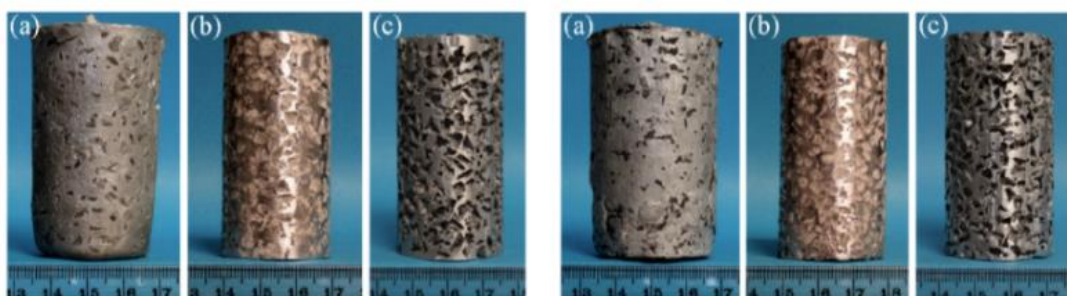




Obr. 2.38 Pohled na použité velikosti částic NaCl pro výrobu porézních hliníkových systémů (hliníkových „pěn“): a) velikost částic NaCl od 4,7 do 4,0 mm; b) velikost částic NaCl od 4,0 do 3,3 mm; a c) NaCl velikost částic 3,3 až 2,0 mm [27]

Množství NaCl v kompaktním materiálu bylo vyluhováno ponořením do vodní lázně při 25 °C po dobu dvou hodin, aby se vytvořil porézní hliníkový materiál se vzájemně propojenými buňkami. Nakonec, pro stanovení objemu NaCl v každém porézním materiálu, byl vyluhován NaCl (chlorid sodný). Vyluhovaná sůl – tj. chlorid sodný byl sušen v peci o teplotě 105 °C až do ustálení sledované hmotnosti. Tato hmotnost NaCl byla sledována pro zpětnou vazbu. Obsah NaCl pro každou získanou hliníkovou pěnu byl 53,1 % objemových pro velikostní částice I, 54,1 % objemových pro velikostní částice II a 56,4% objemové pro velikostní částice III.

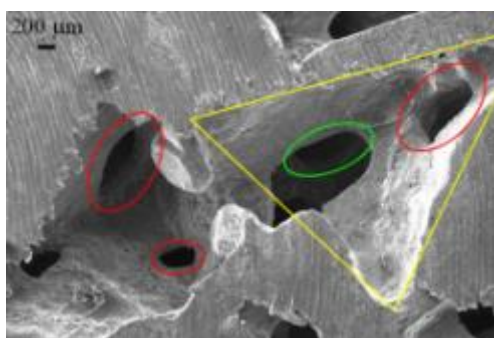
Na obr. 2.39 jsou vzorky hliníkových porézních systémů ve tvaru válců, které byly vyrobené infiltračním procesem a které byly vyrobeny pomocí částic NaCl s jejich velikostí 4,7 až 4,0 mm, viz obr. 2.38a. S velikostí částic NaCl 4,0 až 3,3 mm, viz obr. 2.38b) a s velikostí částic NaCl 3,3 až 2,0 mm, viz obr. 2.38c). Obr. 2.39 (a), vlevo i vpravo, ukazuje získané odlité vzorky, tvořené hliníkem i chloridem sodným. Obr. 2.39 (b), vlevo i vpravo, ukazuje odlité vzorky tvořené hliníkem a chloridem sodným po jejich obrábění. Na obr. 2.39 (c), vlevo i vpravo, jsou vyrobené vzorky, ze kterých byl odstraněn chlorid sodný rozpouštěním ve vodě. Na vzorcích je možno pozorovat relativně rovnoměrnou distribuce buněk. Výsledkem této výrobní technologie byly získány hliníkové porézní vzorky s homogenní distribucí buněk. Je předpoklad, že takto vyrobený porézní hliníkový materiál s vysoce homogenní strukturou, bude vykazovat poměrně vysoké mechanické vlastnosti.



**Vlevo:** a, b, c – vzorky vyrobené za použití částic NaCl s velikostí částic v rozmezí I (4,7 – 4,0 mm);  
**Vpravo:** a, b, c – vzorky vyrobené za použití částic NaCl s velikostí částic v rozmezí II (4,0 – 3,3 mm).

Obr. 2.39 Vyrobené vzorky hliníku po infiltračním procesu: a) získané výlisky z Al–NaCl, b) získané výlisky z Al–NaCl po opracovaných procesech a c) získané hliníkové porézní systémy po vyluhovaných NaCl ve vodě, [27]

Z obr. 2.40 je patrné vzájemné propojení buněk, které byly získány při použití částic NaCl v rozmezí 4,0 až 3,3 mm. Oblasti uzavřené žlutými čarami zobrazují přibližnou formu ekvixiálních částic NaCl použitých k výrobě porézních hliníkových materiálů. Je vidět, že velikost buněk (pórů) ve vzorcích s použitím obou typů velikostí částic NaCl se docela shodují. Současně obr. 2.40 ukazuje i propojení s druhou buňkou, která je ohraničena červeným oválem. Tato druhá buňka je také propojena s třetí buňkou, která je označena zeleným oválem. Obě tato propojení odpovídající na obr. 2.40 černé oblasti, která vytváří otevřenou buněčnou strukturu a prakticky všechny buňky spolu jsou propojeny.



*Obr. 2.40 Struktura hliníkového porézního systému vyrobeného s použitím velikostí částic NaCl v rozmezí od 4,0 do 3,3 mm a jejich následným vyluhováním; žlutá linie ukazuje propojení buněk, propojení s druhou buňkou je ohraničeno červeným oválem a propojení s třetí buňkou je označeno zeleným oválem; elektronový skenovací mikroskop [27]*

Na obr. 2.41 jsou uvedeny hustoty  $\rho_T$  (objemová hmotnost porézního materiálu teoreticky stanovená),  $\rho_K$  (objemová hmotnost kompozitní soustavy: hliník – NaCl) a  $\rho_P$  (objemová hmotnost vyrobeného porézního materiálu) v závislosti na obsahu NaCl. Z obr. 2.41 je patrné, že se zvyšujícím obsahem NaCl klesají hodnoty všech tří sledovaných hustot ( $\rho_T$ ,  $\rho_K$ ,  $\rho_P$ ).

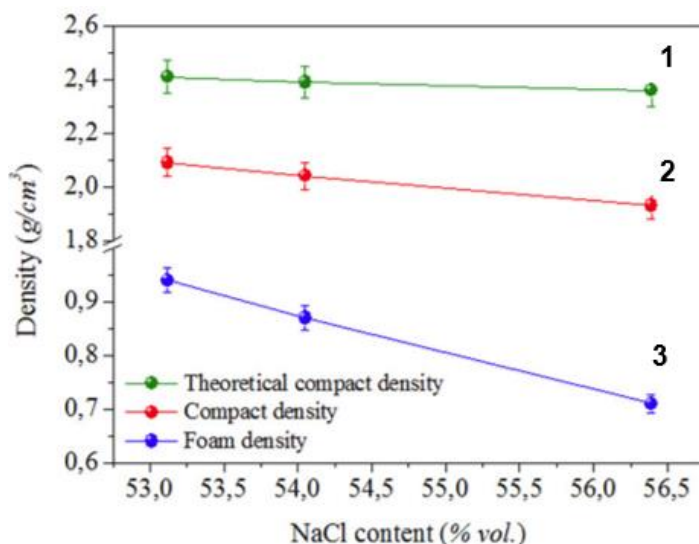
Snížení  $\rho_T$  je možno vysvětlit nižší hodnotou hustoty NaCl, která je  $2165 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$  ve srovnání s hustotou hliníku  $2700 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ . Vzhledem k tomu, že se podíl částic NaCl v kompozitním materiálu (hliník - NaCl) zvyšuje, proto je možno vysvětlit snižování  $\rho_T$ . Na druhé straně  $\rho_K$  je nižší než  $\rho_T$ . Toto snížení lze vysvětlit na základě dvou důvodů:

- a) nižší hodnotou hustoty NaCl ve srovnání s hustotou hliníku;
- b) vznikem prázdných prostorů, které se mohou nacházet mezi hliníkem a částicemi NaCl.

Na obr. 2.42 je uvedena závislost porozity  $P_P$  a  $P_K$  v závislosti na obsahu NaCl. S rostoucí obsahem chloridu sodného obě porozity rostou. Porozita  $P_K$  je porozita kompaktního materiálu a porozita  $P_P$  je porozita porézního materiálu. Zvýšení  $P_K$  je spojeno hlavně se zmenšováním velikosti částic NaCl. Když se velikost částic zmenšuje, zvyšují se kontaktní body mezi částicemi NaCl, zvětšují se také prázdné prostory uvnitř kompaktního prostoru a umístěné kolem těchto kontaktních bodů.



V důsledku toho není tekutý kov schopen obklopit (namočit) částice NaCl kvůli jeho povrchovému napětí a tím tekutý kov nemůže infiltrovat tyto malé prázdné prostory uvnitř lože NaCl. Porezita  $P_P$  hliníkových porézních materiálů po procesu rozpouštění chloridu sodného ve vodě také naznačuje neustálé zvyšování porezity porézního materiálu s rostoucím obsahem NaCl v objemu kovu.



Density – objemová hmotnost; NaCl content (% vol.) – Obsah NaCl (objemová %)

Křivka 1: objemová hmotnost kompozitního materiálu (kompaktu), teoreticky stanovená ( $\rho_T$ );

Křivka 2: měrná hmotnost kompozitního materiálu (hliníku a NaCl) ( $\rho_K$ );

Křivka 3: objemová hmotnost porézního materiálu (kompaktu) ( $\rho_P$ );

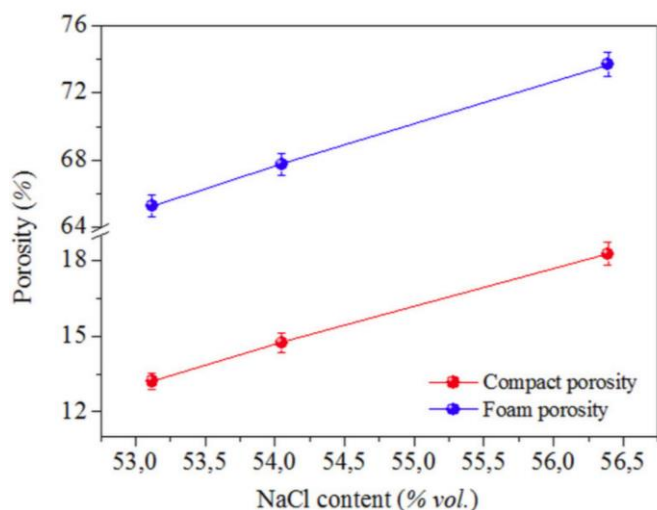
Obr. 2.41 Varianty hustoty vzorků hliníkových systémů v závislosti na obsahu NaCl [27]

V případě vyššího obsahu NaCl v materiálu kovu se po rozpouštění NaCl vytváří v materiálu kovu větší prázdný prostor, který vede k růstu porezity materiálu. Na druhé straně je na obr. 2.42 pozorováno, že rozdíl pórovitosti mezi vzorky s vysokým obsahem NaCl (56,4 obj. %) a s nižším obsahem NaCl (53,1 obj. %) se také zvyšuje, když je také zvyšuje obsah NaCl v hliníku. Tato tendence je přičítána součtu dvou vlivů.

- zvýšení prázdných prostorů nalezených kolem částic NaCl, které se zvyšuje se snižováním velikosti částic NaCl a se zvyšováním obsahu NaCl.
- prázdné prostory ponechané částicemi NaCl po jejich vyluhování, které se zvyšují se zvyšováním obsahu NaCl.

Výsledky [27] ukazují, že vyrobené hliníkové porézní materiály s otevřenými buňkami obsahující buňky (póry) mezi 65,3 až a 73,7 % vyrobeného objemu, s minimální hustotou 710 [kg·m<sup>-3</sup>]. Tyto materiály lze vyrobit speciální metodou infiltrace tekutého hliníku do lože částic NaCl. Všechny tyto vyrobené vzorky porézního hliníku vykazovaly vysoce propojenou porézní strukturu. Toto vysoké propojení mezi buňkami bylo způsobeno kontaktem mezi částicemi NaCl v loži, což bylo podpořeno specifickou výrobou. To je umístěním kovového kontejneru s hliníkem na kovovou

formu s částicemi NaCl. Tato konfigurace zabránila pohybu částic NaCl v důsledku účinků hustoty mezi částicemi hliníku a NaCl.



Horní přímka – je porozita vyrobeného hliníkového porézního systému ( $P_P$ );  
Dolní přímka – je porozita kompaktního systému: hliník – NaCl ( $P_K$ )

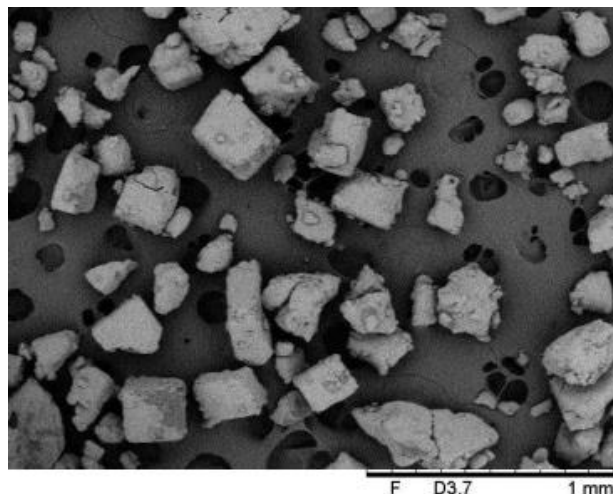
Obr. 2.42 Varianty porozity vzorku jako funkce obsahu NaCl [27]

Prezentované výsledky ukazují, že použití infiltračních procesů je vynikající metodou pro získání hliníkových porézních materiálů s vysokou porozitou a homogenní distribucí buněk (pórů). Dosažená struktura porézního hliníkového materiálu s otevřenými buňkami je důležitá pro aplikace, kde je podstatný transport hmoty nebo energie.

## 2.5 Výroba hliníkových porézních materiálů infiltrační metodou gravitačního lití do kovové formy

Kolektiv autorů [29] se zabýval výrobou porézních kovových materiálů s otevřenými buňkami gravitačním litím do kovové formy. Tato technologie je také založena na použití částic NaCl. Pro tento účel autoři [29] použili hliníkovou slitinu A356 (AlSi7Mg0,3) a různé množství částic chloridu sodného. Chlorid sodný je výhodným ekologickým materiálem, vůči hliníku je poměrně inertní a jeho použití je také spojeno s nízkými ekonomickými náklady. Před prováděnými experimenty byla sledována morfologie a mikrostruktura částic NaCl, viz obr. 2.43.

Použitá hliníková slitina (A356 - AlSi7Mg0,3) byla odebrána z housky. Byla tavena v grafitovém kelímku, který byl umístěn do elektrické odporové pece. Slitina byla postupně ohřívána v peci, která byla nastavena teplotu 850 °C s přírůstkem teploty 25 °C·min<sup>-1</sup> po dobu dvou hodin, aby se tavenina homogenizovala. Potom byla roztavená hliníková slitina A356 ochlazená až na 680 °C. Současně byly částice soli NaCl zváženy podle svého hmotnostního zastoupení a předeřívány při teplotě 680 °C po dobu 15 minut v peci. Pak bylo příslušné množství NaCl přidáno do roztavené hliníkové slitiny A356. Tato příslušná množství NaCl jsou uvedena v tabulce 2-5. V tabulce 2-5 je také uveden poměr použitých částic NaCl a slitiny A 356.



Obr. 2.43 Morfologie použitého chloridu sodného (hranatého vzhledu), [29]

Tabulka 2-5 Poměr částic NaCl pro vmíchávání do taveniny [29]

<i>Složení částic NaCl použitého pro vmíchávání do taveniny hliníku</i>			
Poměr (NaCl: A356 alloy)	0,2:1	0,6:1	1:1
Normální lití, NaCl : A356 alloy (v gramech)	10:50	30:50	50:50

Odměřená směs NaCl a taveniny slitiny A356 byla ručně míchána po dobu jedné minuty, aby bylo získáno rovnoměrné rozložení částic soli v tavenině použité hliníkové slitiny. Dále během procesu lití se použil argon, který proplachoval rychlostí  $1,0 \text{ l} \cdot \text{min}^{-1}$  po dobu jedné hodiny, aby se zajistilo homogenní rozložení NaCl v tavenině. Roztavená slitina hliníku A356 obsahující NaCl se nechala ochladit v kelímku při pokojové teplotě po dobu 30 minut. Potom byl ztuhlý materiál vyrobeného „kompozitu“ (NaCl – ztuhlá slitina A356) vyjmut z kelímku. Tento „kompozit“ byl luhován ve vodě při teplotě  $90 \text{ }^\circ\text{C}$  přibližně po dobu 1 hodiny. Tím byly odstraněny částice NaCl, čímž se získal porézní hliníkový materiál s otevřenými póry. Tímto způsobem byly vyrobeny všechny vzorky porézních materiálů.

Na světelném a skenovacím mikroskopu byla sledována morfologie a mikrostruktura vyrobených porézních materiálů. Dále na vyrobeném porézním materiálu byla zkoumána, pórovitost a objemová hmotnost. Objemová hmotnost se snižovala s rostoucí porozitou vyrobeného materiálu v souvislosti se zvyšujícím se podílem NaCl. V tabulce 2-6 jsou uvedeny průměrné velikosti pórů, které tam zanechaly částice NaCl v hliníkové slitině A 356. V tabulce 2-7 jsou uvedeny příslušné hustoty.

Hustota slitiny A356 bez částic soli je podle předpokladu nejvyšší, tj.  $2690 \text{ [kg}\cdot\text{m}^{-3}]$ . Též podle předpokladu, objemová hmotnost porézního vzorku ze slitiny A356 klesala se zvyšujícím množstvím NaCl. Jak uvádí [29] nižší objemová hmotnost může být přičítána větší velikosti pórů, jak je uvedeno v tabulce 2-6.

Také vyšší množství NaCl poskytlo více pórů a tím byla dosažena nižší objemová hmotnost vyrobeného materiálu. Nejnižší objemovou hmotnost podle předpokladu vykazoval porézní vzorek ze slitiny A 356, který byl vyroben s největším obsahem částic NaCl, tj. s 50 g NaCl a vykazoval objemová hmotnost  $2490 \text{ [kg}\cdot\text{m}^{-3}]$ .

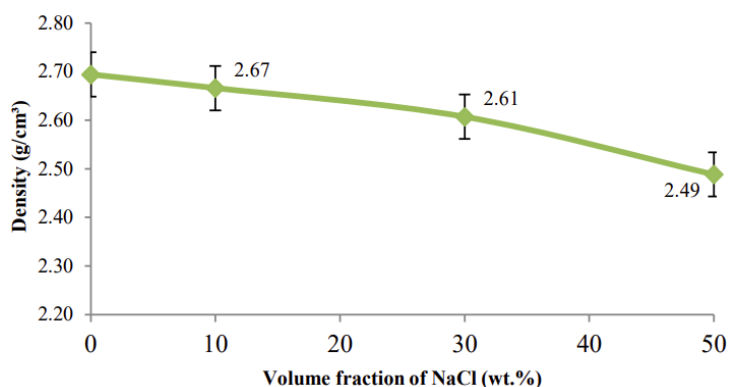
Tabulka 2-6 Průměrné velikosti pórů ve vzorcích hliníkových porézních materiálů ze slitiny A356 s otevřenými buňkami [29]

<i>Průměrná velikost pórů ve vzorcích A356</i>			
Vzorek prázného materiálu	10 NaCl-A356	30 NaCl-A356	50 NaCl-A356
Průměrná velikost pórů [ $\mu\text{m}$ ]	203,90	209,40	223,60

Tabulka 2-7 Hodnoty objemové hustoty porézních vzorků ze slitiny A 356

<i>Hodnoty objemové hmotnosti porézních vzorků ze slitiny A 356</i>				
Vzorek prázného materiálu	A 356	10 NaCl-A356	30 NaCl-A356	50 NaCl-A356
Objemová hmotnost [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ]	2690	2670	2610	2490

Na obr. 2.44 je uvedena objemová hmotnost vyrobených hliníkových porézních vzorků ze slitiny A356 s otevřenými buňkami, které byly vyráběny s různým množstvím NaCl (0, 10, 30 a 50 g).



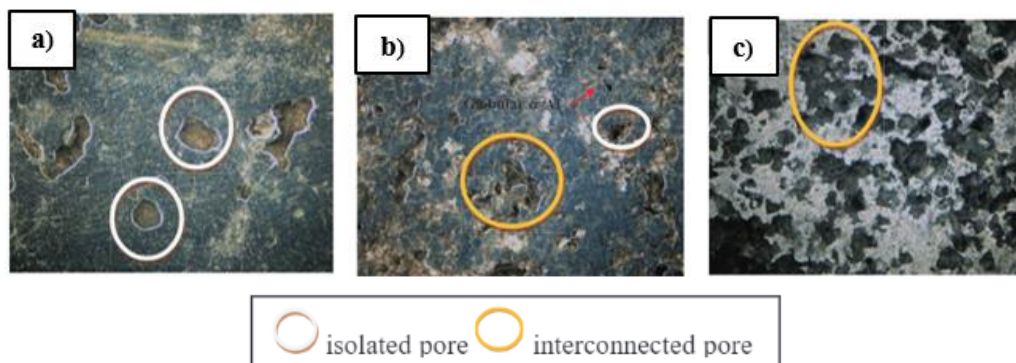
*Density – měrná hmotnost; Volume fraction of NaCl (wt. %) – objem frakce NaCl (hmot. %)*

Obr. 2.44 Závislost hustoty porézního vzorku ze slitiny A 356 na obsahu NaCl [29]

Na obr. 2.45a) je uvedena porozita vyrobených hliníkových porézních vzorků ze slitiny A356 s otevřenými buňkami, při použití různého množství soli (0, 10, 30 a 50 g NaCl). K tomuto účelu byla použita stereo mikrofotografie vzorků hliníkových porézních materiálů ze slitiny A356 s otevřenými buňkami, při zvětšení 20 násobném s různým obsahem NaCl.

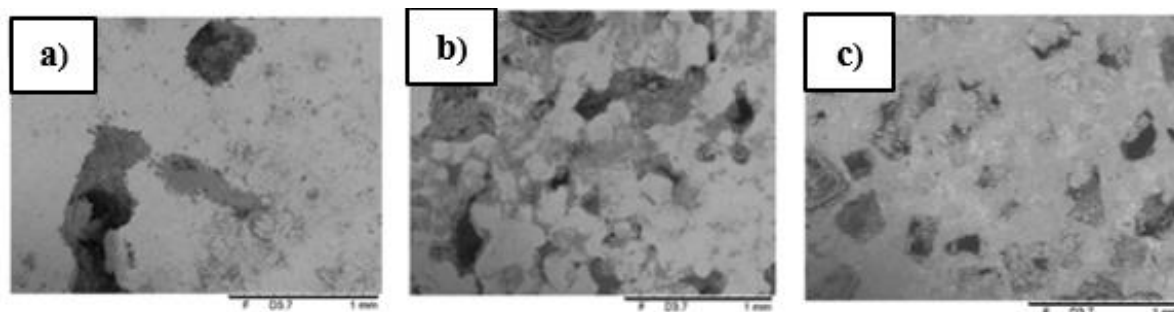
Povrch vyrobených vzorků hliníkových porézních materiálů s různým obsahem částic chloridu sodného byl sledován na skenovacím elektronovém mikroskopu (a) A356-10 gNaCl, (b) A356-30gNaCl, (c) A356-50 g NaCl, viz obr. 2.45b).

Metodiku pro sledování porozity autoři [29] neuvádí, avšak pravděpodobně byl použit výpočet podle rovnice (2.2). Obr. 2.46 ukazuje pórovitost vyrobených vzorků ze slitiny A356 Al s různými množství NaCl. Z obr. 2.46 je zřejmé, že s rostoucím obsahem NaCl se porozita vyrobených vzorků zvyšuje.



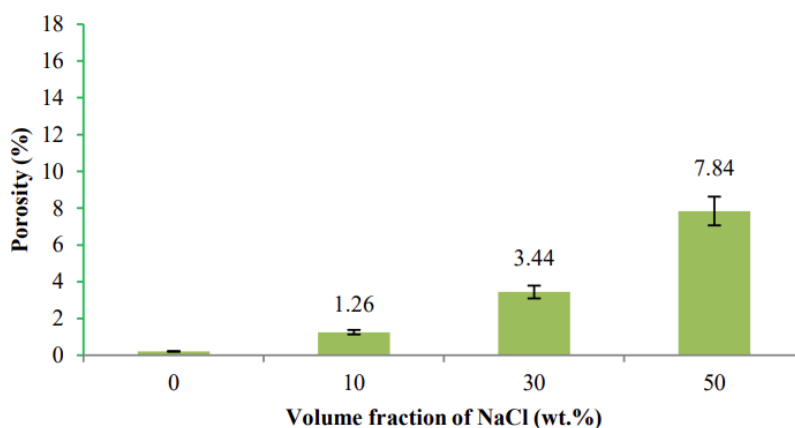
Isolated pore – izolované póry; interconnected pore – propojené póry  
 a) A 356 – 10 g NaCl; b) A 356 – 30 g NaCl; c) A 356 – 50 g NaCl;

Obr. 2.45a) Makrostruktura hliníkových poréznych vzorků vyrobených ze slitiny A 356 s různým obsahem NaCl (gramy), zvětšení 20 násobné, vlevo. Mikrostruktura hliníkových poréznych vzorků vyrobených ze slitiny A 356 s různým obsahem NaCl (gramy), skenovací elektronový mikroskop – SEM



Obr. 2.45b) Struktura povrchu vyrobených vzorků z poréznych hliníkových materiálů, SEM s různým obsahem NaCl, (a) A356 -10g NaCl, (b) A356 – 30 g NaCl, (c) A356 – 50 g NaCl

Metodiku pro sledování porozity autoři [29] neuvádí, avšak pravděpodobně byl použit výpočet podle rovnice (2.2). Obr. 2.46 ukazuje pórovitost vyrobených vzorků ze slitiny A 356 Al s různým množstvím NaCl. Z obr. 2.46 je zřejmé, že s rostoucím obsahem NaCl se porozita vyrobených vzorků zvyšuje.



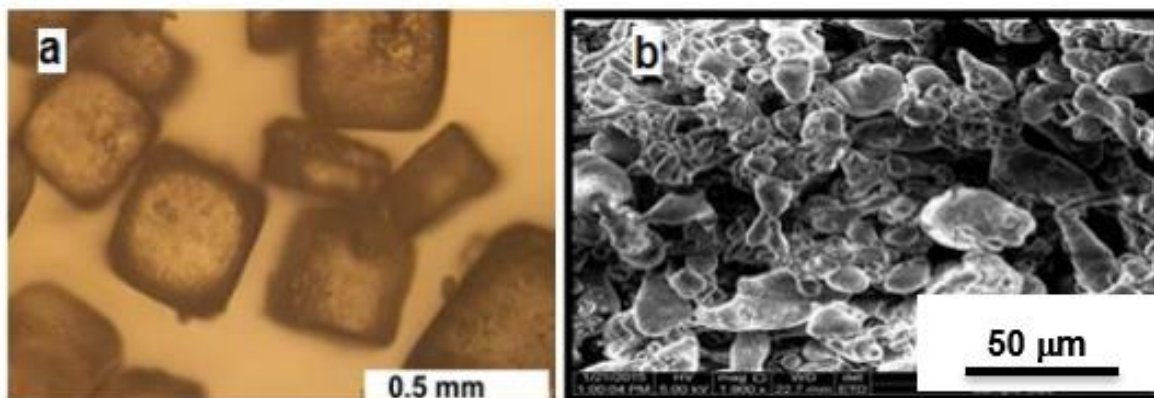
Obr. 2.46) Závislost porozity porézneho vzorku ze slitiny A 356 na obsahu NaCl [29]



Vzorek slitiny bez NaCl v podstatě nemá teoreticky žádnou pórovitost, přesto vzorek vykazoval pórovitost 0,22 %. Ostatní vzorky ze slitiny hliníku vykazovaly pórovitost v rozmezí 1,26 až 7,84 % v závislosti na zvyšovaném množství NaCl. Nejvyšší porozita byla dosažena s použitím 50 NaCl - A356, která vykazala hodnotu porozity 7,84%. Je velká škoda, že autoři AIDA et al. [29] neuvádí vztahy, které vedou ke stanovení hustoty i porozity vyrobených porézních materiálů, které oni nazývají hliníkové „pěny“. Uvedené hodnoty porozity jsou proti hodnotám, které uvádí autoři [30] a [31] velmi nízké. Je nutno upozornit, že autoři [29] některé hodnoty NaCl uvádí v gramech, některé v hmot. %.

## 2.6 Výroba porézních kovových materiálů s použitím prášku kovů a prostorových útvarů NaCl

MOHAMMED a ALJUBOURI [11] vyráběli také hliníkové porézní materiály s použitím částic soli. K tomuto účelu byl použit prášek hliníku (slitiny hliníku) s velikostí částic  $3,63 \mu\text{m}$  ( $0,00363 \text{ mm}$ ). Tento prášek hliníku byl smíchán s částicemi NaCl, viz obr. 2.47. Pro výrobu porézního hliníkového materiálu byly použity částice NaCl o velikosti od 300 do 400  $\mu\text{m}$ , tj. 0,300 do 0,400 mm. Pro experimenty byl hliníkový prášek s částicemi chloridu sodného smíchán v poměru 30, 40, 50, 60, 70 a 80 hmot. %. Na obr. 2.47 je tvar částic NaCl a prášek hliníku, sledováno na skenovacím elektronovém mikroskopu.



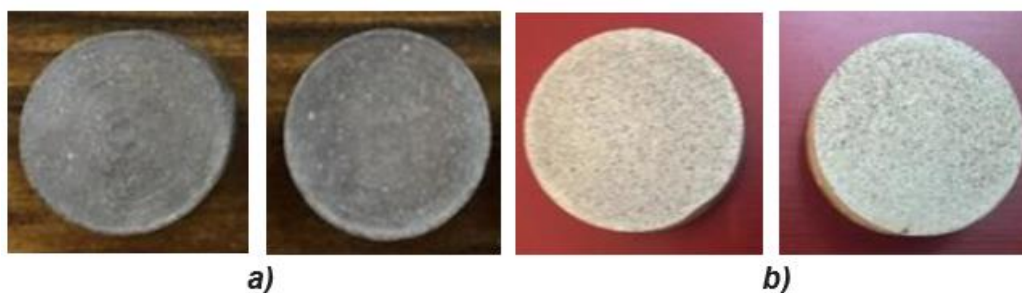
Obr. 2.47 Tvar částic NaCl (a); prášek hliníku použitý pro výrobu hliníkových porézních materiálů (b), sledováno na mikroskopu SEM, [11]

Po dokonalém smísení obou ingrediencí (prášku Al a NaCl) cca 1 hodinu v míchacím zařízení, byla připravená směs lisována tlakem 200 MPa ve speciálně vyrobeném přípravku (s dutinou  $\varnothing 30 \times 50 \text{ mm}$ ) na hydraulickém lisu, tak aby se docílil požadovaný tvar vzniklého slisovaného „kompozitního systému (hliníku a NaCl).

Pokud se jedná o lisování prášku kovu a chloridu sodného, to je možno provést buď jednosměrným nebo obousměrným stlačením směsi prášku kovu a chloridu sodného. To však závisí na vhodné konstrukci přípravku, který je k výrobě lisovaného

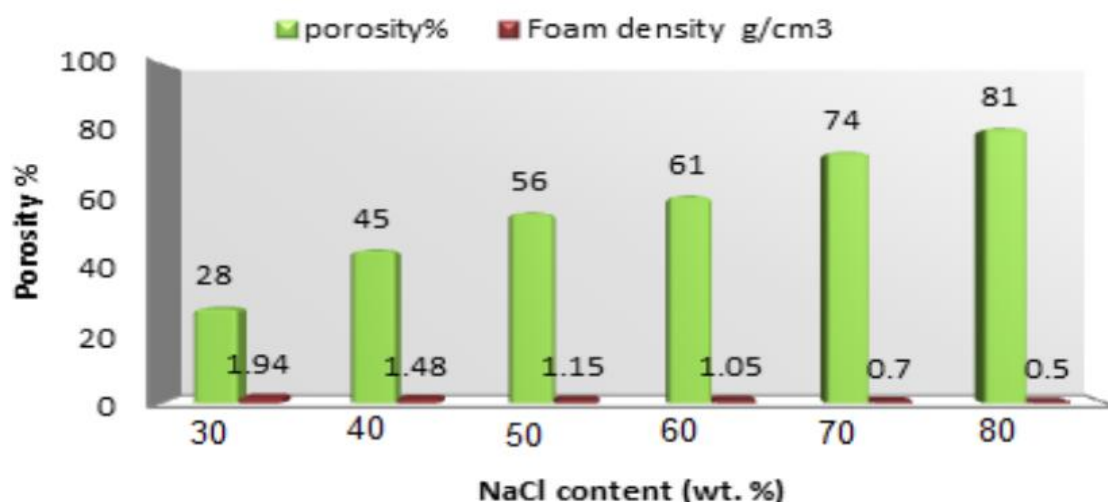


kovového porézního materiálu s využitím NaCl vždy nutný. Na obr. 2.48 je kompozitní systém Al-NaCl před a po spékání (sintraci). Pak následoval ohřev v peci zhutněného kompozitního materiálu, pod atmosférou argonu při teplotě 650 °C po dobu 2 hodin. Tento proces byl proveden za účelem slinování (spékání). Po slinování se z takto zpracovaného hutného materiálu odstranil chlorid sodný. Vzorky se umístily do vroucí vody o teplotě cca 95 °C po dobu 10 hodin. Vroucí voda postupně rozpouští chlorid sodný z hliníkového materiálu.

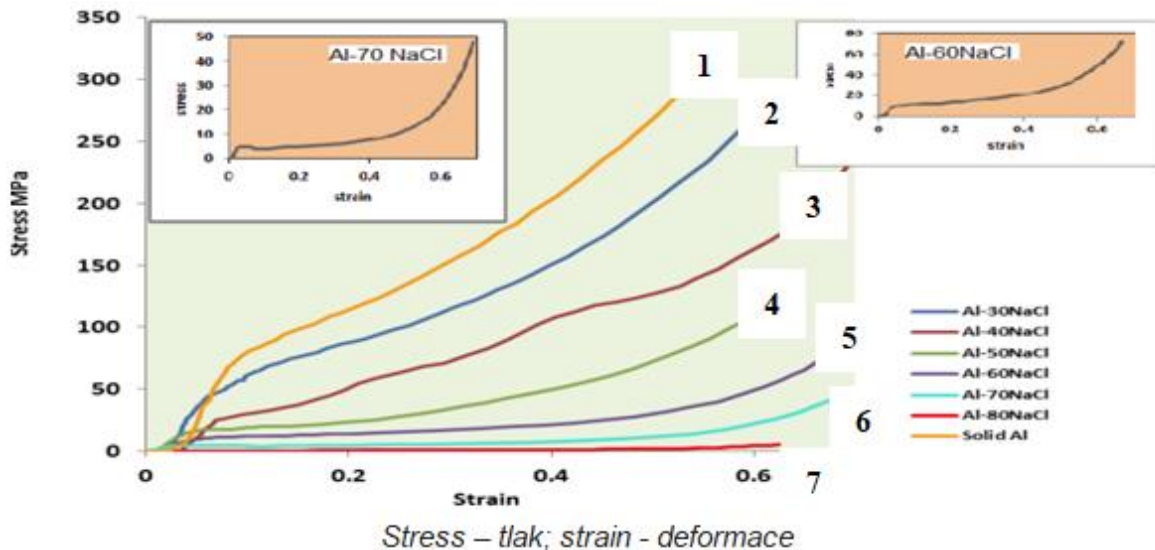


Obr. 2.48 Hliníkové vzorky při výrobě porézního materiálu a) po sintrování; b) po rozpouštění NaCl, [11]

Na obr. 4.49 jsou hodnoty dosažené porozity a hustoty vzorků vyrobených porézních materiálů. Jak je podle obecných předpokladů zřejmé, obr. 4.49 to potvrzuje, porozita vzorků se zvyšuje s rostoucím obsahem NaCl. Naopak objemová hmotnost vzorků porézního hliníkového materiálu se snižuje s rostoucím obsahem NaCl. Porozita vzorku, který byl vyroben s použitím 80 hmot. % NaCl je velmi vysoká, dosahuje 81 %, materiál vykazuje vysokou porovitost, ale velmi nízkou hustotou. Na obr. 2.50 je závislost pevnosti na porozitě vyrobených hliníkových porézních materiálů.



Obr. 2.49 Vliv obsahu NaCl na porozitu a hustotu hliníkových materiálů [11]



1 - tuhý hliník; 2 - 30 NaCl; 3 - 40 NaCl; 4 - 50 NaCl; 5 - 60 NaCl; 6 - 70 NaCl; 7- 80 NaCl

Obr. 2.50 Pevnost v tlaku (MPa) vzorků hliníkových porézních materiálů v souvislosti s porezitou, res. obsahem NaCl (bez NaCl – žlutá, horní křivka) [11]

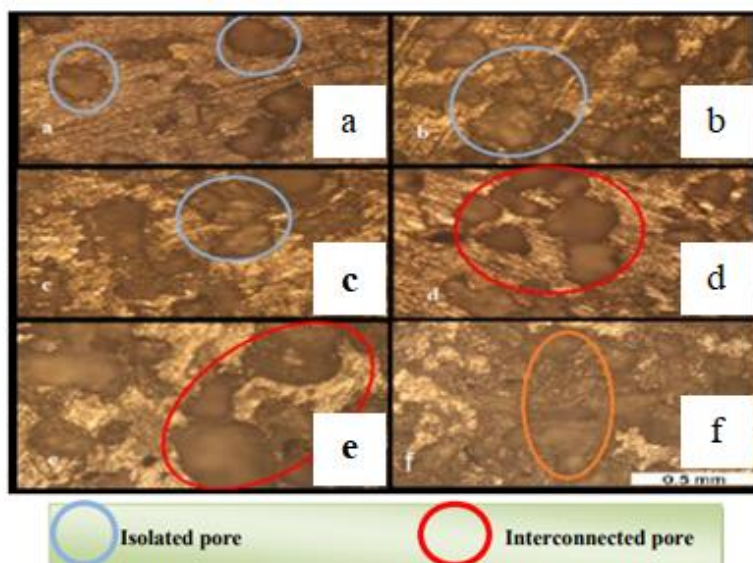
V tabulce 2-8 jsou hodnoty meze pevnosti v tlaku a Youngova modulu pružnosti vyrobených vzorků hliníkových porézních materiálů (poměr prášku hliníku a chloridu sodného v poměru 30, 40, 50, 60, 70 a 80 hmot. %).

Tabulka 2-8 Hodnoty meze pevnosti v tlaku a Youngova modulu pružnosti vyrobených vzorků hliníkových porézních materiálů s použitím různých obsahů NaCl

Pevnosti v tlaku, hodnoty $E$ a střední velikost pórů vzorků porézní hliníkové materiálů vyrobených s různým poměrem prášku hliníku a NaCl [hmot. %]							
Vzorek	Al	Al 30 NaCl	Al 40 NaCl	Al 50 NaCl	Al 60 NaCl	Al 70 NaCl	Al 80 NaCl
Pevnost v tlaku [MPa]	60,5	32,7	24,7	9,4	6,5	3,8	0,26
Youngův modul pružnosti [GPa]	1,45	1,32	0,62	0,46	0,25	0,14	0,023
Střední velikost pórů [mm]	-	0,29	0,30	0,35	0,41	0,46	-

Na obr. 2.51 je mikrostruktura vzorků hliníkových porézních materiálů vyrobených na základě různého poměru prášku hliníku a NaCl, hmot. %.

Bylo prokázáno, že když byl použit vyšší obsah (hmot. %) NaCl v poměru hliníkového prášku a NaCl, byla dosažena ve vyrobeném materiálu větší velikost a vyšších množství pórů. Při vysokém obsahu NaCl, většina částic NaCl byla ve vzájemném kontaktu. Po odsazení NaCl byla vytvořena nepřetržitá bezrozměrná síť pórů.



*Isolated pore – izolované póry; Interconnected pore – propojené póry*  
 a) Al-30 NaCl; b) Al-40NaCl; c) Al-50NaCl; d) Al-60NaCl; e) Al-70NaCl; f) Al-80NaCl

Obr. 2.51 Mikrostruktura vzorků hliníkových porézních materiálů vyrobených na základě různého obsahu hmot. % NaCl, stanoveno světelným mikroskopem [11]

Naopak izolované póry se silnou buněčnou stěnou byly pozorovány při použití 30 hmot. % NaCl. Při obsahu 80 hmot. % NaCl nalezené póry byly většinou vzájemně propojené a vykazovaly tenčí buněčné stěny. Hodnoty středních velikostí pórů jsou uvedeny v tabulce 2-8.

Také problematikou výroby hliníkových porézních materiálů s otevřenými buňkami a použitím procesu lisování se zabývali NANSARNG a SOPHA [30]. K tomu to účelu použili prášek hliníku o čistotě 99,8 %, s velikostí částic 0,6 mm. Dále použili částice chloridu sodného o dvou velikostech 0,6 mm a 0,3 mm. Hliníkový prášek vůči NaCl byl míchán v poměru 2:1. Tato směs byla stlačována ve formě silou 40 kN za vzniku vzorků válcových těles  $\varnothing 25 \times 40$  mm, viz obr. 2.52.



*vyrobený vzorek s použitím částic NaCl s velikostí 0.6 mm (vlevo)*  
*vyrobený vzorek s použitím částic NaCl s velikostí částic 0.3 mm (vpravo)*

Obr. 2.52 Vzorky porézních hliníkových materiálů  $\varnothing 25 \times 40$  mm s velikostí částic NaCl 0,6 mm a 0,3, vyrobené procesem lisování [30]

Takto vyrobené vzorky [30] byly tepelně zpracovány v peci při teplotě 720 °C po dobu jedné hodiny. Pak byly vzorky zbaveny NaCl a byly podrobeny testům zkoušky v tlaku a sledováním mikrostruktury. Současně byla vypočítána porozita vyrobených vzorků, dle vztahů podle [30], kterou autor označuje zdánlivou porozitou (porezitou).

$$P_z = \left( \frac{M-D}{V} \right) \cdot 100 [\%], \quad (2.10)$$

kde značí:  $P_z$  – zdánlivou porezitu [%];  $M$  – hmotnost taveniny [kg];  $D$  – hmotnost tuhého materiálu [kg];  $V$  – uplný objem [m<sup>3</sup>].

Výpočet hustoty byl proveden dle vztahu:

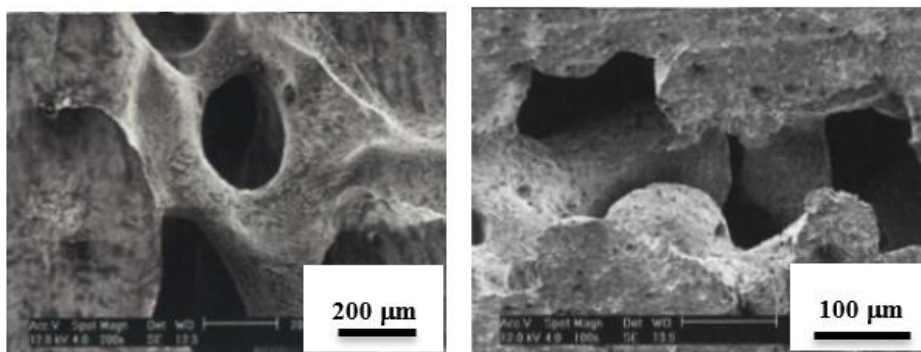
$$B = \frac{D}{V}. \quad (2.11)$$

V tabulce 2-9 je uvedená hmotnost, objemová hmotnost a zdánlivá porozita. Vzorek pod označením **1** byl vyroben s obsahem ingrediencí 2:1 a to: hliníkový prášek o velikosti částic 0,6 mm a částice NaCl o velikosti 0,6 mm. Vzorek pod označením **2** byl opět vyroben s obsahem ingrediencí 2:1 a to: hliníkový prášek o velikosti částic 0,6 mm a částice NaCl o velikosti 0,3 mm. Toto označení vzorků je platné i pro další tabulky. Protože se z vzorků hliníku ihned následně po jejich výrobě byly odstraněny částice soli jejich rozpuštěním ve vodě. Proto byla sledována jejich hmotnost v nevysušeném a vysušeném stavu.

Tabulka 2-9 Hodnoty porozity (zdánlivé porozity - apparent porosity) [30]

<i>Hodnoty zdánlivé porozity porézních hliníkových vzorků</i>				
<b>Vzorek</b>	<b>Hmotnost (vlhká) [g]</b>	<b>Hmotnost (suchá) [g]</b>	<b>Objemová hmotnost [kg·m<sup>-3</sup>]</b>	<b>Zdánlivá porozita [%]</b>
<b>1.</b>	19,96	13,94	1174	51,37
<b>2.</b>	19,39	13,65	1118	51,35

Z tabulky 2-8 jsou patrné malé rozdíly ve stanovené hmotnosti i objemové hmotnosti vzorků. Autoři [30] totiž přesně necharakterizovali rozměry sledovaných vzorků a to je pak problém pro posouzení stanovených výsledků. Při stejných rozměrech obou vzorků je zřejmé, že NaCl s většími částicemi vytvoří větší porozitu (porezitu) materiálu, resp. vzorku a tím jeho objemová hmotnost bude nižší. Současně také byla sledována struktura vyrobených porézních (porézních) hliníkových vzorků na skenovacím elektronovém mikroskopu, viz obr. 2.53.



Obr. 2.53 Struktura porézního hliníkového materiálu vyrobeného s použitím částic NaCl s velikostí 0,3 mm (vlevo) a 0,6 mm (vpravo); elektronový mikroskop SEM

V tabulce 2-10 jsou uvedeny hodnoty hustoty vyrobených porézních hliníkových materiálů s velikostí částic NaCl 0,3 a 0,6 mm.

Tabulka 2-10 Hodnoty objemové hustoty vyrobených porézních hliníkových vzorků [30]

<i>Hodnoty vybraných fyzikálních veličin porézních hliníkových vzorků</i>				
Vzorek	Hmotnost (suchá) [g]	Objemová hmotnost [g·cm <sup>-3</sup> ]	Objemová hmotnost [kg·m <sup>-3</sup> ]	Objem [cm <sup>3</sup> ]
1.	13,94	11,74	1174	1,19
2.	13,65	11,18	1118	1,22

V tabulce 2-11 je uvedeny hodnoty pevnosti v tlaku vyrobených porézních hliníkových vzorků. Vzorky použité pro sledování pevnosti v tlaku měly  $\varnothing$  22,4 mm.

Tabulka 2-11 Hodnoty pevnosti v tlaku vyrobených porézních hliníkových vzorků [30]

<i>Hodnoty pevnosti v tlaku porézních hliníkových vzorků</i>			
Vzorek	Plocha vzorku [mm <sup>2</sup> ]	Celkové zatížení [N]	Pevnost v tlaku [MPa]
1.	394,0	6531	16,6
2.	390,5	6745	17,3

Objemová hmotnost takto vyrobených vzorků se pohybovala 1100 až 1200 [kg·m<sup>-3</sup>] s porozitou 50 až 52 % a pevností v tlaku 16 až 17 MPa. Výsledky, které jsou uvedeny v publikaci [30] jsou základem pro sledování vlastností porézních hliníkových materiálů. Také HUSSAIN a SUFFIN [31] se zabývali výrobou porézních hliníkových materiálů na základě slinování směsi částic hliníku a NaCl, s následným procesem rozpouštění částic soli. Cílem jejich výzkumu bylo sledování vlivu množství NaCl na morfologii vytvořených dutin, resp. porozitu vyrobených vzorků. Při experimentech výzkumníci [31] použili prášek čistého hliníku (čistotě 99,8 %) o velikosti částic 35 μm (0,035 mm) a částice NaCl o velikosti 1 mm. Prášek čistého hliníku s částicemi NaCl byl míchán v kulovém mlýnu po dobu 1 hodiny podle použitého složení uvedeného v tabulce 2-12.



Tabulka 2-12 Poměr prášků při přípravě porézních hliníkových vzorků [31]

<i>Poměr míchaných prášků hliníku [hmot. %] a NaCl [hmot. %]</i>		
Označení porézního materiálu	Množství prášku čistého hliníku [hmot. %]	Množství NaCl [hmot. %]
Al-20 NaCl	80	20
Al-40 NaCl	60	40
Al-60 NaCl	40	60
Al-80 NaCl	20	80

Během míchání bylo přidáno malé množství ethanolu, který měl zabránit segregaci prášku. Příslušná směs byla lisována při tlaku 200 MPa v kovovém nástroji, aby se získal válcový kompaktní materiál. Dále byl válcový kompaktní materiál slinován (spékán) v trubkové elektrické peci při 570 °C v atmosféře argonu po dobu 5 hodin. Pak získaný kompaktní hliníkový materiál s částicemi NaCl byl vložen do vody o teplotě 90 °C, kde byl ponechán po dobu 1 hodiny, tak aby došlo k rozpuštění, resp. vymytí částic chloridu sodného.

Autoři [31] uvádí vztahy pro stanovení hustoty a porozity získaného porézního materiálu, které převzali podle autorů [32]. Objemová hmotnost ( $\rho_P$ ) byla stanovena metodou dvojího vážení na vzduchu a ve vodě, podle vztahu:

$$\rho_P = \left( \frac{w_a}{w_c - w_b} \right) \cdot \rho_{liquid}, \quad (2.12)$$

kde značí:  $w_a$  - hmotnost materiálu na vzduchu [g];  $w_c$  - hmotnost materiálu a vody [g];  $w_b$  - hmotnost ztráty vody [g].

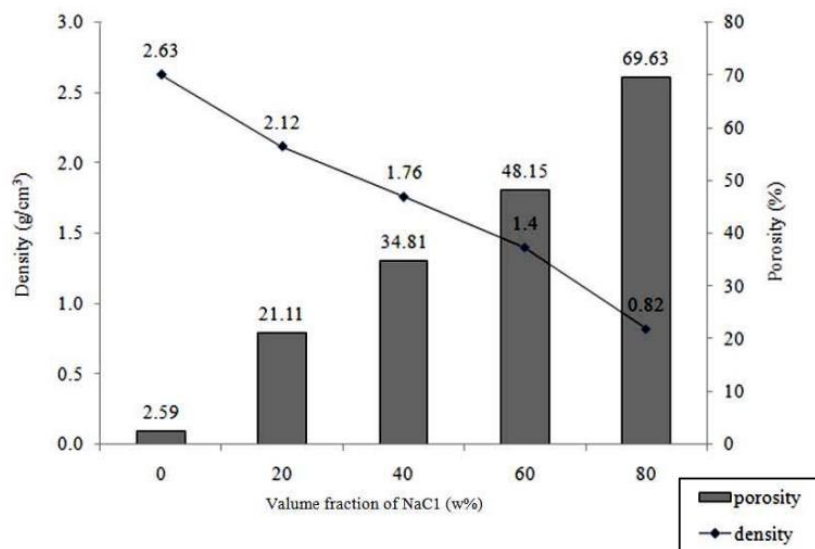
Pro stanovení porozity porézního materiálu (resp. hliníkové „pěny“) použili výzkumníci [31] vztah (2.2), který vyjádřili v [%], viz vztah (2.13):

$$P_P = \left[ 1 - \frac{\rho_P}{\rho_{Al}} \right] \cdot 100 [\%], \quad (2.13)$$

kde značí:  $\rho_P$  – hustotu prázdného materiálu [ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ];  $\rho_{Al}$  – hustotu čistého hliníku 2,7 [ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ];  $\rho_{liquid}$  – hustotu vody 1,0 [ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ].

Na obr. 2.54 jsou uvedeny závislosti hustoty a porozity vyrobených porézních hliníkových materiálů s použitím různého obsahu NaCl, které získali výzkumníci [31].

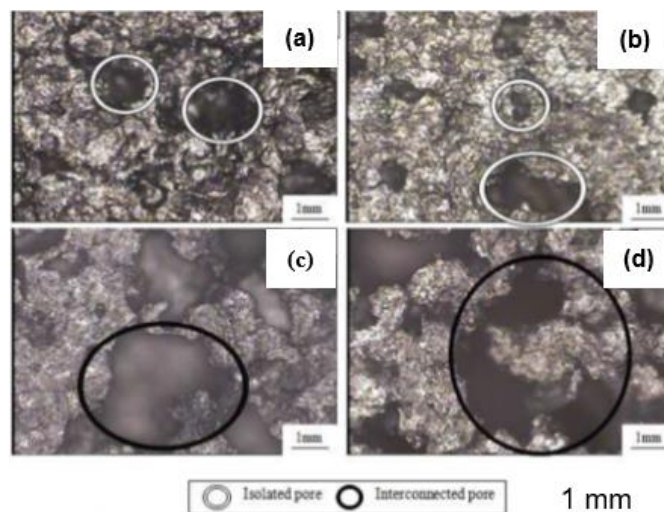




*Porosity – perezita (porozita); density – objemová hmotnost;  
volume fraction of NaCl – objem frakce NaCl [hmot. %]*

*Obr. 2.54 Závislosti hustoty a perezity vyrobených porézních hliníkových materiálů na objemu frakce použitého NaCl, podle výsledků [31]*

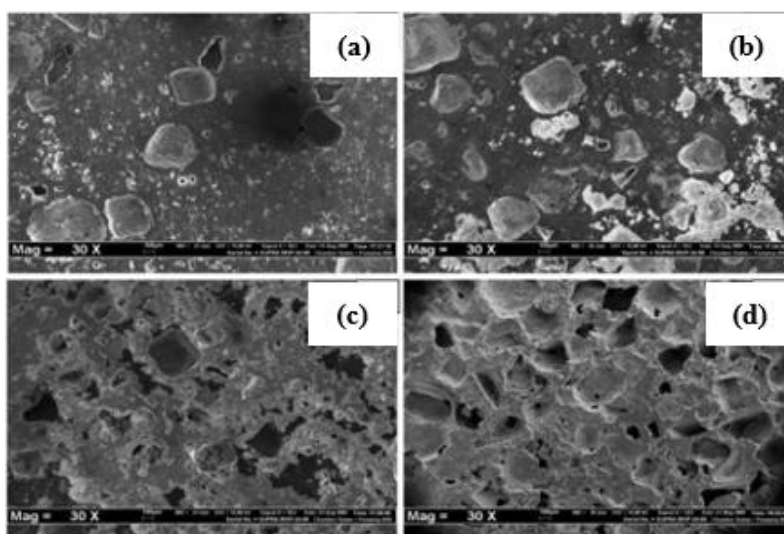
Na obr. 2.55 je uvedena mikrostruktura získaných vzorků, která byla získána pomocí světelného mikroskopu. Výzkumníci [31] sledovali propojené a nepropojené buňky. Z propojených buněk se lépe odstaňují částice NaCl. Z obr. 2.55 je patrné, že mikrostruktura vyrobených porézních hliníkových vzorků (hliníkových „pěn“) se liší velikostí a tvarem pórů (buněk). Tvar pórů replikoval počáteční kubický tvar částic NaCl. Bylo sledováno, že následující sekvence pěnových prostředků odráží velikost pórů ve vzestupném pořadí: Al-20NaCl, Al-40NaCl, Al-60NaCl a Al-80NaCl. Z těchto zjištění lze vyvodit, že zvýšením obsahu částic NaCl při výrobě porézních hliníkových materiálů (hliníkových „pěn“) lze získat větší buňky a vyšší množství pórů. Jak konstatují výzkumníci [31], izolované póry byly především ve velké míře spatřovány v hliníkovém materiálu při použití Al-20 NaCl. Naopak velké množství propojených pórů bylo sledováno v hliníkovém materiálu při použití Al-80NaCl. Toto pozorování naznačuje, že vyšší obsah částic NaCl více podporuje vznik propojených pórů. Současně je důležité sledovat vztah mezi velikostí pórů, buněčnými stěnami a hustotou vyrobeného porézního hliníkového materiálu. Tento vztah ovlivňuje vlastnosti vyrobených hliníkových porézních materiálů.



*insolated pore – izolované póry (buňky); interconnected pore – propojené póry (buňky)*

Obr. 2.55 Struktura vyrobených porézních hliníkových materiálů (hliníkových „pěn“) s různým obsahem NaCl: (a) Al-20NaCl; (b) Al-40NaCl; (c) Al-60NaCl; (d) Al-80NaCl; získáno s použitím světelného mikroskopu, [31]

Na obr. 2.56 je mikrostruktura a charakteristika pórů vyrobených vzorků, která byla sledována pomocí elektronového skenovacího mikroskopu (SEM).



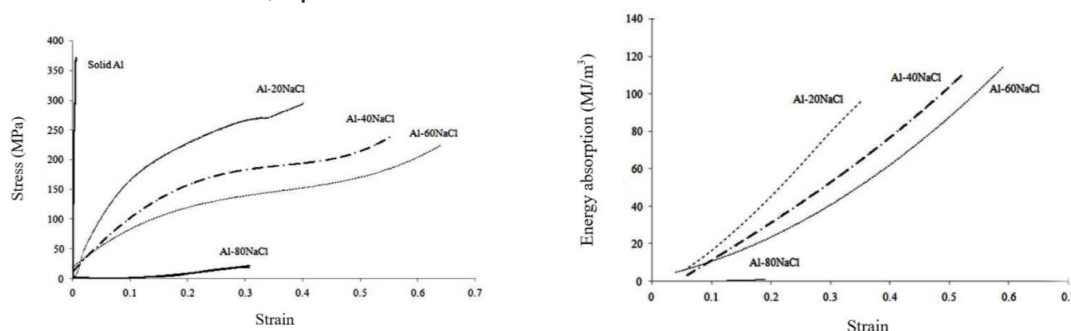
Obr. 2.56 Mikroskopické pozorování pórů hliníkových porézních materiálů (hliníkových „pěn“) při použití různého obsahu NaCl: (a) Al-20NaCl; (b) Al-40NaCl; (c) Al-60NaCl; (d) Al-80NaCl [31]

Hodnoty sledovaných veličin jsou uvedeny v tabulce 2-13. Vedle hustoty, byla sledována i průměrná velikost pórů (buněk) [ $\mu\text{m}$ ] vyrobených hliníkových porézních vzorků. Současně byly také sledovány hodnoty průměrné tloušťky stěny pórů (buněk) [ $\mu\text{m}$ ].

Tabulka 2-13 Hodnoty hustoty, průměrné velikosti pórů, průměrné tloušťky stěny pórů vyrobených hliníkových porézních vzorků [31]

<i>Charakteristika porézního hliníkového materiálu</i>				
<i>Poměr Al-NaCl</i>	<i>Al-20NaCl</i>	<i>Al-40NaCl</i>	<i>Al-60NaCl</i>	<i>Al-80NaCl</i>
<b>Objemová hmotnost [g·cm<sup>-3</sup>]</b>	1,99	1,90	1,69	1,30
<b>Průměrná velikost pórů (buněk) [μm]</b>	403,75	422,50	446,86	500,25
<b>Průměrná tloušťka stěny pórů (buněk) [μm]</b>	148,33	117,14	98,57	75,07

Jak je z hodnot uvedených v tabulce 2-13 patrné, s rostoucím obsahem NaCl ve vyráběném porézním materiálu se snižuje jeho objemová hmotnost. Její minimální hodnota činí 1300 [kg·m<sup>-3</sup>], která se přibližuje hodnotě hustoty 1174 [kg·m<sup>-3</sup>], kterou naměřili výzkumníci NANSARNG a SOPHA [30]. Dále z této tabulky je zřejmé, že s rostoucím podílem NaCl v příslušné experimentální frakci se zvyšuje i průměrná velikost pórů (buněk), jejíž maximální hodnota činí cca 500 [μm]. Současně s rostoucím podílem NaCl v příslušné experimentální frakci se naopak snižuje průměrná tloušťka stěny pórů (buněk), jejíž minimální hodnota činí cca 75 [μm]. Obě tyto hodnoty jsou spojeny s podílem NaCl ve frakci. Tenčí buněčné stěny a větší velikosti pórů (buněk) vedou k nižší hustotě porézního materiálu (hliníkových „pěn“). Tloušťka stěny buňky se snižuje s rostoucím obsahem NaCl v experimentální praxi. Na obr. 2.57 jsou uvedené grafické závislosti: napětí v tlaku – deformace pro porézní hliníkové materiály vyrobené s různým obsahem NaCl ve frakci: Al-0NaCl; Al-20NaCl; Al-40NaCl; Al-60NaCl a Al-80NaCl, vlevo. Na obr. 2.57 je také uvedená grafická závislost absorbovaná energie – deformace pro porézní hliníkové materiály vyrobené s různým obsahem NaCl ve frakci: Al-0NaCl; Al-20NaCl; Al-40NaCl; Al-60NaCl a Al-80NaCl, vpravo.



Obr. 2.57 Závislost napětí v tlaku – deformace (vlevo); absorbovaná energie – deformaci (vpravo) v souvislosti NaCl ve frakci (Al-0NaCl; Al-20NaCl; Al-40NaCl; Al-60NaCl a Al-80NaCl) [31]

Na obr. 2.57 jsou uvedené křivky napětí – deformace, které byly získány zkouškou v tlaku vzorků porézních hliníkových materiálů vyrobených s použitím různých obsahů NaCl. V průběhu sledování závislosti napětí-deformace lze teoreticky chování materiálu rozdělit do tří oblastí: *I. oblast* – lineární elastické deformace, *II. oblast* –

pozvolnější deformace a *III. oblast* zhutnění materiálu. Z těchto křivek napětí-deformace lze stanovit pevnost v tlaku, mez kluzu a modul pružnosti. Získané hodnoty mechanických vlastností jsou uvedeny v tabulce 2-14. Dle předpokladu bylo zjištěno, že zvyšování obsahu částic NaCl při výrobě porézních hliníkových vzorků výrazně dochází ke snížení hodnoty meze kluzu. Referenční křivka čistého hliníku vykazuje nejvyšší mez kluzu. Jak je patrné z obr. 2.57, modul pružnosti (elastický modul), který je naznačen sklonem křivky (napětí-deformace), se snižující se porézností vzorků klesá, [31]. Tento jev autoři [31] vysvětlují, tím že se může u vysoké porezity snadno vyskytnout elastická deformace, která má za následek snížení modulu pružnosti. Podle předpokladu je u čistého hliníku modul pružnosti nejvyšší, ve srovnání s porézními hliníkovými vzorky.

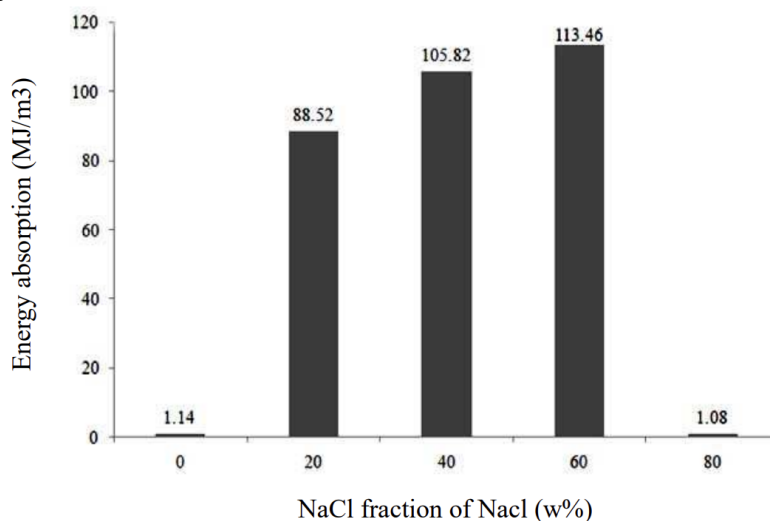
Tabulka 2-14 Mechanické vlastnosti hliníkových porézních vzorků [31]

<i>Mechanické vlastnosti hliníkových porézních vzorků</i>					
<i>Poměr Al-NaCl</i>	<i>Al-0NaCl</i>	<i>Al-20NaCl</i>	<i>Al-40NaCl</i>	<i>Al-60NaCl</i>	<i>Al-80NaCl</i>
<b>Pevnost v tlaku [MPa]</b>	370,9	271,2	245,7	222,5	197,2
<b>Mez kluzu v tlaku [MPa]</b>	299,1	176,1	144,4	144,5	134,9
<b>Deformace [1]</b>	0,004	0,113	0,199	0,354	0,203
<b>Modul pružnosti [GPa]</b>	161,3	1,59	0,73	0,41	0,08

Porovnáme-li odpovídající hodnoty veličin mezi tabulkami 2-8 a 2-14 pak lze konstatovat, že některé se přibližují, některé spolu vůbec nekorrespondují, jako např. hodnoty modulu pružnosti pro čistý hliník, které jsou velmi rozdílné.

Na obr. 2.58 je uvedena grafická závislost absorbované energie v závislosti na obsahu NaCl ve frakci. Tento obrázek ukazuje celkovou absorpci energie pěn během zkoušky pevnosti v tlaku. Výsledky byly vypočteny na základě plochy pod křivkami napětí-deformace, viz obr. 2.57 (vlevo). Porézní vzorek Al-80NaCl jasně vykazoval nejnižší absorpci energie ve srovnání s ostatními porézními vzorky, přičemž jeho hodnota je podobná hodnotě vzorku čistého hliníku. Kromě toho tento vzorek vykazuje chování křehkého materiálu, jak ukazuje malá plocha pod křivkou napětí-deformace, což odpovídá nízké absorpci energie. Jak vysvětlují autoři [31], tento trend může souviset s přítomností zbytkových částic NaCl v porézním vzorku Al-80NaCl, které nebyly během procesu rozpouštění úplně rozpuštěny. Pozorování autorů [31] ukázalo, že 1 hodina rozpouštění soli není dostatečná k úplnému rozpouštění množství částic NaCl v porézním vzorku Al-80NaCl. NaCl je iontová sloučenina, která je křehká kvůli rigidním interakcím mezi nabitými ionty, které drží nabitě částice v pevných polohách. Jako křehký materiál, zbývající NaCl ovlivňuje vlastnosti hliníkových porézních materiálů. Kromě toho nadměrný obsah NaCl způsobil, že buněčné stěny porézních vzorků byly příliš tenké a tudíž slabé. S odkazem na tabulku 2-14 a na morfologické pozorování struktury porézního hliníkového vzorku Al-80NaCl, je patrné, že tento vzorek vykazuje nejtěsnější tloušťku buněčné stěny (75,07  $\mu\text{m}$ ) ve srovnání s ostatními hliníkovými porézními vzorky. Slabé

buněčné stěny hliníkového porézního vzorku Al-80NaCl neumožnily další zatížení během zkoušky v tlaku.



*Energy absorption – absorbovaná energie [MJ·m<sup>-3</sup>]; fraction of NaCl (wt. %) – NaCl ve frakci [hmot. %]*

*Obr. 2.58 Závislost absorbované energie v závislosti na hmot. % NaCl ve frakci [31]*

Z publikace autorů [31] je pro praxi přínosné zjištění prováděné na základě mechanických zkoušek, že napětí v tlaku (křivka napětí-deformace) hliníkového porézního vzorku Al-20NaCl bylo nejvyšší, jak je znázorněno na obrázku 2.57. Sledováním absorbované energie, viz obr. 2.58, který ukazuje že buněčné struktury porézního hliníkového vzorku Al-20NaCl vykazují absorpci energie 88,52 [MJ·m<sup>-3</sup>], avšak absorbovaná energie porézního hliníkového vzorku Al-40NaCl je vyšší, činí 105,82 [MJ·m<sup>-3</sup>]. Nejvyšší absorbovanou energii vykazuje hliníkový porézní vzorek s vyšší porezitou, tj. Al-60NaCl, který vykazuje absorbovanou hodnotu energie 113,46 [MJ·m<sup>-3</sup>]. Z těchto hodnot je zřejmé, jaké množství hmot. % NaCl by měly obsahovat vyráběné hliníkové porézní materiály. Výzkum [31] jasně ukázal, že hliníkový porézní vzorek Al-60NaCl absorboval nejvyšší energii ve srovnání s ostatními vzorky. Důvodem jsou pórovitost a buněčné stěny tohoto hliníkového porézního vzorku u kterého byla vytvořena homogennější strukturu pórů než u ostatních hliníkových porézních vzorků, jak dokládá obr. 2.56. Během stlačování porézního hliníkového vzorku došlo ještě k fázi ohýbání stěn buněk a k následné fázi zhroucení stěn buněk. K tomuto bylo potřeba velké množství energie (absorbované energie), k tomu došlo v okamžiku, kde na křivce napětí-deformace, viz obr. 2.57 (vlevo), nastal velmi pozvolný nárůst napětí, které potvrzují výzkumníci XIAO et al. [33]. Proto mikrostruktura hliníkového porézního vzorku Al-60NaCl naznačuje jeho chování pro namáhání v tlaku a pro lepší chování při absorbování energie.

V současné době nalézají hliníkové porézní materiály, podobně jako hliníkové pěny, značné využití v mnoha oblastech strojírenství, díky jejich vynikajícím fyzikálním a mechanickým vlastnostem (nízká tepelná vodivost, nízká objemová hmotnost, vysoká specifická houževnatost dobré akustické vlastnosti a dobré elektrické izolační vlastnosti). Celulární struktury Al pěn potřebné pro funkční aplikace, jako je filtrace, zvuk absorpce, tepelná izolace, výměna tepla, čištění vzduchu a vody, absorpce



energie. V příloze, *tabulce P1*, jsou uvedeny firmy, které se zabývají výrobou nebo zajišťováním kovových celulárních systémů (kovových pěn). V tabulce 2-15 je porovnání mechanických a fyzikálních vlastností různých napěněných a porézních materiálů.

Tabulka 2-15 Hodnoty mechanických a fyzikálních vlastností různých napěněných a porézních materiálů

<i>Hodnoty mechanických a fyzikálních vlastností různých napěněných a porézních systémů</i>				
Vlastnost	Spečený bronz	CYMAT	DUOCEL (Al pěna)	ALUPOR
Porozita [%]	30-40	80-98	80-98	55-75
Objemová hmotnost [kg·m <sup>3</sup> ]				1000 - 1400
Typ buněk porózy	otevřené	Uzavřené	otevřené	Otevřené
Dosahovaná průměrná velikost pórů [μm]	3-250	200-50000	20-5000	100-5000
Minimální průměr pórů [μm]	5	42	25-35	40-60
Pevnost v tlaku [MPa]	60-200	5	25	35-109
Youngův modul pružnosti [MPa]	150 000 200 000	1300	150	1000 až 4000
Youngův modul pružnosti [GPa]	150-200	1,3	0,15	1,0-4,0
Součinitel tepelné vodivosti [W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ]	4,68		5,8	35-50
Elektrická vodivost [Sm·m <sup>-1</sup> ]	1,0·10 <sup>6</sup> až 5,0·10 <sup>6</sup>	1,2·10 <sup>6</sup>	1,4·10 <sup>6</sup>	3,55·10 <sup>6</sup> až 4,78·10 <sup>6</sup>
Součinitel teplotní roztažnosti [K <sup>-1</sup> ]	18,0·10 <sup>-6</sup>	23,6·10 <sup>-6</sup>	23,6·10 <sup>-6</sup>	23,6·10 <sup>-6</sup>

V tabulce 2-16 je výběr některých vlastností vybraných hliníkových pěn.

Tabulka 2-16 Hodnoty vlastností vybraných hliníkových pěn

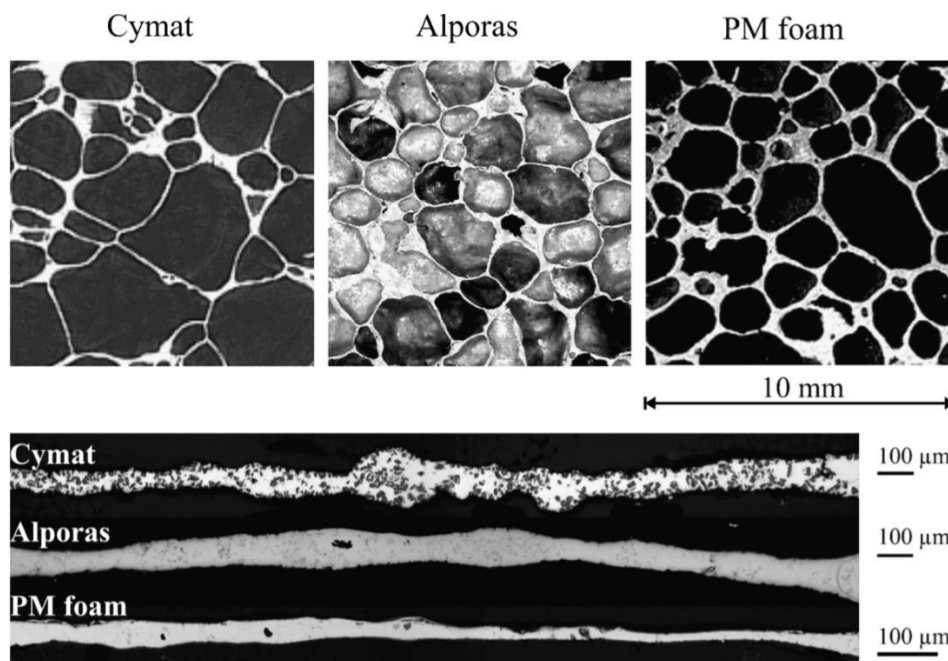
Vlastnost	<i>Označení hliníkové pěny</i>		
	ALPORAS	CYMAT METCOMB	ALULIGHT
Typický rozměr výrobků [m]	bloky 2,0 x 0,6 x 0,5	panely 1,6 x 1,0 x 0,2	bloky 1,0 x 0,5 x 0,2
Objemová hmotnost [kg·m <sup>-3</sup> ]	180 až 240	69 až 540	300 až 700
Průměr pórů	2 až 10	3 až 25	2 až 10
Tloušťka stěn mezi póry [μm]	50	50 až 85	50 až 100
Další vhodné slitiny k výrobě kovových pěn	pouze hliník a jeho slitiny	slitiny hliníku	slitiny zinku slitiny cínu



### 3. FYZIKÁLNÍ PODSTATA NAPĚŇOVACÍHO PROCESU

V této kapitole je uveden poměrně podrobný popis napěňovacího procesu při výrobě kovových pěn „in situ“ metodou přiváděním plynu do taveniny z externího zdroje. Kromě technologických aspektů jsou uvedeny fyzikální jevy vyskytující se v různých stupních napěňovacího procesu. Tato fakta jsou důležitá pro vlastní výrobu kovové pěny. V úvodu této kapitoly je nutno připomenout základní metody výroby buněčných kovových materiálů, které mohou být klasifikovány ve čtyřech kategoriích podle stavu kovu během výroby pěny (tavenina kovu, tuhý kov v práškové formě, metody kovových par a ionty kovů). Základní metody, které jsou aplikovány při současné výrobě kovových pěn: metoda přímého napěňování taveniny z externího zdroje plynu, přímé napěnění taveniny pomocí plynu uvolňujícího se v důsledku tepelného rozkladu napěňovacího činidla, přetavování kompozitu z pěnové prekurzorové kovové prekurzorové hmoty s roztaveným materiálem, tavení práškové kompaktní směsi obsahující napěňovací činidlo.

Na obr. 3.1a) jsou ukázky vybraných typů celulárních systémů vyrobených rozdílnou technologií.



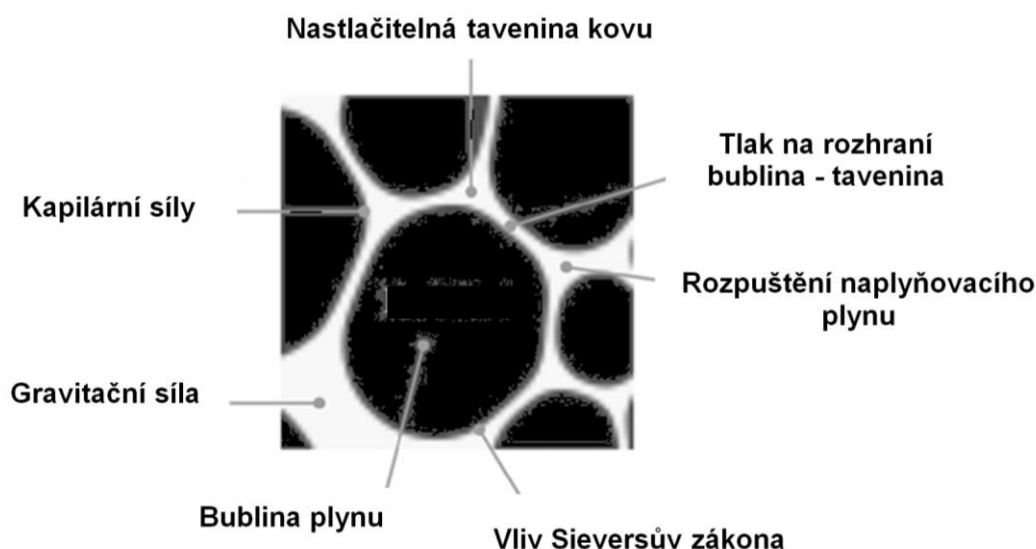
Obr. 3.1a) Vybrané celulární hliníkové materiály; **Cymat**: napěňování taveniny s částicemi SiC plynem z externího zdroje; **ALPORAS**: tavenina s vápníkem naplyňovaná napěňovacím činidlem TiH<sub>2</sub>; **PM** - prášková metalurgie, prášek kovu a napěňovacího činidla TiH<sub>2</sub> jsou slisovaná

Popis fyzikální podstaty napěňovacího procesu lze provést na základě naplyňování taveniny z externího zdroje plynu. Ve slévárenském zařízení se roztaví příslušná hliníková slitina, do které se přidá určité množství stabilizačního činidla. Tak vzniká kovový matricový kompozit z hliníkové slitiny s 10 až 20 objem. % částic stabilizačního

čínidla, kterým je nejčastěji SiC nebo  $Al_2O_3$ . Poté následuje přelití do napěňovací pánve, která má speciální konstrukci se zabudovaným rotačním zařízením pro přívod plynu z externího zdroje do taveniny. Plyn se přivádí do taveniny pomocí speciálních trysek. Rozptýlené bubliny stoupají nahoru. Zde se akumulují na hladině taveniny a tvoří pěnu. Unikání plynu z bubliny a jejímu zhroucení je zabráněno přidáním keramických stabilizačních částic do taveniny.

### 3.1 Fyzikální popis kovového celulárního systému

Kovový celulární systém (kovová pěna) je dvojsložkový systém, který je směsí plynových bublin rozptýlených v tavenině kovu. Po ztuhnutí taveniny je to dvousložkový systém tvořený bublinami plynu, které jsou rozptýleny ve ztuhlém kovu, nejčastěji hliníku, resp. slitině hliníku. V podstatě se jedná o rozptýlenost plynu v jiné látce. Kovová pěna tvoří se probubláváním tavenin kovů plynem. Její stálost se zachová přidáním keramických částic do taveniny před jejím naplyňováním. Na obr. 3.1b) je schéma fyzikálního modelu kovové pěny s vyznačením všech prvků a zákonů, které se na její tvorbě podílejí.

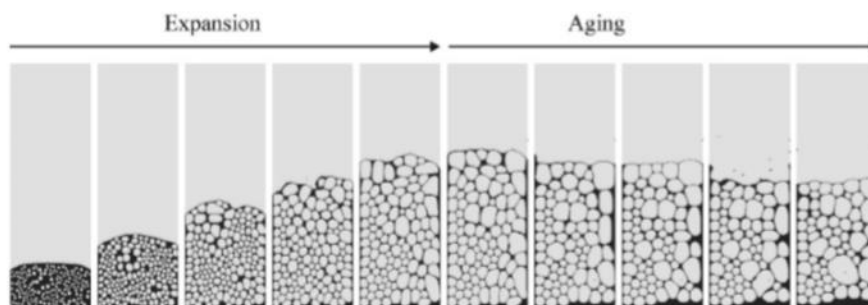


Obr. 3.1 b) Fyzikální popis chování bublin v tavenině kovu

### 3.2 Fyzika napěňovacího procesu

Napěňování přívodem plynu do taveniny kovu (nejčastěji hliníkové slitiny) – generování plynu „in situ“ je proces, při kterém procházejí různé vývojové stupně, napěňovacího procesu, jak je patrné z obr. 3.1c). Na samém počátku začíná expanze s nukleací bublin vyvolanou nadměrným přívodem plynu do taveniny pro realizaci napěňovacího procesu taveniny. Tento plyn se uvolňuje a rozpouští v tavenině kovu v důsledku zvýšení teploty (nebo poklesem vnějšího tlaku, což probíhá při napěňování za přítomnosti rozkladu napěňovacího čínidla) zvyšuje se koncentrace rozpuštěného

plynu v tavenině. Výsledkem je, že plyn se podílí na tvorbě bublin v tavenině. Množství plynu v bublinách se zvyšuje s růstem jejich objemu. Během růstu se bubliny začnou vzájemně ovlivňovat. Síly, které ovlivňují vzájemné působení bublin, vyplývají ze zákona hydrodynamiky a mají pouze viskózní povahu. To znamená, že jsou závislé na expanzní rychlosti a viskozitě taveniny.



*Expansion – expanze, Aging – „zrání“*

*Obr. 3.1c) Stupně vývoje kovové pěny (nukleace, růst, zhrubnutí a rozpad, simulace 2D, LBM), podle KÖRNER [1]*

Tyto síly se snaží deformovat bubliny a působí proti jejich povrchovému napětí, jehož cílem je vytvořit nebo obnovit sférický tvar bubliny. Pokud relativní objemová hmotnost dosáhne určité hodnoty, bubliny se promění na složky pěnové struktury a zaujímají více a více tvaru polygonu. Tento proces je spojen s koalescencí buněk, což vede k zhutnění pěny a případně ke zhroucení pěny.

### 3.2.1 Základní rovnice pro stanovení vývoje pěny

Vývoj pěny je proces aplikace základních fyzikálních zákonů. Pěna je dvoufázový systém skládající se z plynu a taveniny kovu (podle IFM je trojfázový systém skládající se z plynu – taveniny kovu – pevné fáze kovu). Vzhledem k velkému rozdílu hustot plynu a taveniny, je dynamika nevýznamná a může být zanedbána pro většinu praktických aplikací.

#### a) Hydrodynamika nestlačitelné kapaliny

Hydrodynamika nestlačitelné kapaliny (taveniny) je dána Navier-Stokesovou rovnicí – (NSR), [1]:

$$\partial_{\alpha} \cdot v_{\alpha} = 0 \quad (3.1)$$

$$\partial_{\alpha} \cdot v_{\alpha} + (v_{\beta} \cdot \partial_{\beta}) \cdot v_{\alpha} = -\frac{1}{\rho} \partial_{\alpha} \cdot p + \nu \cdot \partial_{\beta}^2 \cdot v_{\alpha} + g_{\alpha}, \quad (3.2)$$

kde značí:  $\rho$  – hustotu taveniny [ $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ ],  $\nu$  – rychlost,  $p$  – tlakem  $\nu$  – kinematickou viskozitu,  $g$  – gravitační zrychlení ( $g = 9,81 \text{ m} \cdot \text{s}^{-2}$ ).

Rovnice (3.1) a (3.2) vyjadřují zákon zachování hmotnosti a hybnosti. Řešení (NSR) dává tlak a rychlostní pole v tavenině. Tlak plynu  $p_i$  v bublině označené „i“ lze stanovit na základě stavové rovnice plynu:

$$p_i = \frac{n_i \cdot R \cdot T}{V_i}, \quad (3.3)$$

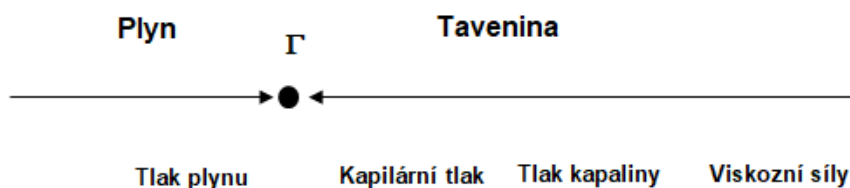
kde značí:  $R$  – univerzální plynovou konstantu ( $R = 8,314 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ),  $n_i$  – látkové množství plynu,  $T$  – teplotu [K],  $V_i$  – objem bubliny „i“ [ $\text{m}^3$ ].

Přenos hybnosti probíhá na mezifázovém rozhraní tavenina – plyn (oblast  $\Gamma$ ) Na tomto fázovém rozhraní musí být rychlost stejná, jak v tavenině, tak v plynu:

$$v_G(x) = v_F(x), \quad \text{pro všechna } x \in \Gamma \quad (3.4)$$

kde značí:  $v_G$  – rychlost v plynu,  $v_F$  – rychlost v tavenině.

Kromě hybnosti musí být udržována i rovnováha sil. Na této rovnováze se podílí síla vyvíjená tlakem plynů. Proti síle odtlaku plynů působí síly: od kapilárního tlaku, od tlaku taveniny a síly způsobené viskozitou taveniny, viz obr. 3.2.



Obr. 3.2 Schéma působení sil a tlaků mezi plynem a taveninou při tvorbě plynové bubliny, [1]

Protože plyn je schopen vyvíjet pouze normálové síly, ale nemůže přenášet tangenciální napětí, okrajové podmínky se rozdělují na normálovou a tangenciální složku:

$$p - 2 \cdot \rho \cdot \partial_n \cdot v_n = p_i - 2 \cdot \sigma \cdot \kappa \quad (3.5)$$

$$\partial_n \cdot v_n = \partial_t \cdot v_n = 0, \quad (3.6)$$

kde značí:  $v_t$ ,  $v_n$  – tangenciální a normálová složka rychlosti,  $\rho$  – hustotu taveniny [ $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ ],  $2 \cdot \sigma \cdot \kappa$  – značí kapilární tlak [Pa],  $\kappa$  – průměrné zakřivení,  $\sigma$  – povrchové napětí taveniny [ $\text{N} \cdot \text{m}^{-1}$ ].

Rovnice (3.6) vyplývá z nepřítomnosti tangenciálních napětí. Levá strana rovnice (3.5) je normální síla vyvíjená taveninou. Je to součet tlaku a viskózních sil. Pravá strana je tlak plynu, který je redukován kapilárním tlakem  $2 \cdot \sigma \cdot \kappa$ .

### **b) Rozpustnost plynu**

Kromě zákonů hydrodynamiky jsou pro vývoj pěny nezbytné také plyny, jak přívod plynu do taveniny nebo plyny získané rozkladem napěňovacího činidla. Obecně nás zajímá konečná rozpustnost plynu v tavenině. Podle KÖRNER [1], Množství rozpuštěného plynu v tavenině je řízeno rovnicí difúze:

$$\partial_t C + v_\alpha \cdot \partial_\alpha C - \partial_\alpha (D \partial_\alpha C) = Q \quad (3.7)$$

kde značí:  $C = C(x,t)$  – koncentrační pole plynu,  $D$  – součinitel difúze plynu v tavenině kovu [ $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ],  $Q = Q(x,t)$  – přítomnost plynu pro napěňování (nebo plyn získaný rozkladem napěňovacího činidla).

Rovnice (3.7) je diferenciální rovnice a pro její řešení musí být formulovány okrajové podmínky. Obecně se používají okrajové podmínky podle Dirichleta nebo podle von Neumanna. V případě výroby pěny je vhodné použít Dirichletovy okrajové podmínky, kde je koncentrace uvedena na rozhraní plyn-tavenina, pak rovnovážná koncentrace na rozhraní může být řešena s využitím Henryho zákona:

$$C(x, t)_\Gamma \propto p_i, \quad (3.8)$$

kde značí:  $C(x,t)_\Gamma$  – koncentraci plynu na rozhraní tavenina-plyn  $x$  místě  $x$  a v čase  $t$ ;  $p_i$  – parciální tlak plynu „ $i$ “.

Matematický zápis (3.8) je třeba číst, tak, že koncentrace plynu na rozhraní tavenina-plyn je rovna nějaké konstantě násobené tlakem plynu  $i$ :  $C(x,t) = k \cdot p_i$ . To přesně popisuje Sievertův zákon:

$$C(x, t)_\Gamma = K \cdot p_i, \quad (3.9)$$

kde značí:  $K$  – Sievertovu konstantu.

Sledování rozpustnosti vodíku v důsledku tepelného rozkladu napěňovacího činidla na bázi hydridů ( $\text{TiH}_2$ ,  $\text{MgH}_2$ ,  $\text{CaH}_2$ ,  $\text{ZrH}_2$ ) v taveninách kovů především hliníku při výrobě kovových celulárních systémů (hliníkových pěn), je uvedeno v následující části.

V souvislosti s napěňováním taveniny hliníku pomocí napěňovacího činidla s použitím práškové metalurgie, lze na základě procentuálního obsahu napěňovacího činidla vypočítat maximální možný objem uvolněného plynu z napěňovacího činidla, při použití procentuálního využití množství napěňovacího činidla, které bude připadat na jeden kilogram hliníku:

$$V = n \cdot \frac{R \cdot T}{p} = \frac{m}{M} \cdot \frac{R \cdot T}{p} [m^3], \quad (3.10)$$

kde značí:  $n$  – počet molů,  $T$  – absolutní teplota [K],  $m$  – množství napěňovacího činidla [g],  $M$  – molární hmotnost napěňovacího činidla [ $g \cdot mol^{-1}$ ],  $R$  – univerzální plynová konstanta ( $R = 8,314 J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$ ),  $p$  – tlak (nejčastěji  $p = 101\,325 Pa$ );  $V$  – objem uvolněného plynu [ $m^3$ ].

Pro výrobu hliníkové pěny metodou práškové metalurgie se používá 0,5 až 1 hmot. % napěňovacího činidla. Objem plynu při použití 1 hmot %  $TiH_2$  je možno stanovit podle rovnice (3.10) dosazením potřebných hodnot, které jsou  $m = 10 g$ ,  $M = 49,91 [g \cdot mol^{-1}]$ ,  $R = 8,314 J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$ ,  $p = 101\,325 Pa$ ,  $T = 933 K$ , tj. teplota tání hliníku. Maximální možný objem je  $1,534 \cdot 10^{-2} [m^3]$ . Objem  $V_s [m^3]$  1 kg hliníku lze stanovit na základě výpočtu  $1/2700 = 3,70 \cdot 10^{-4} [m^3]$ , 1 kg hliníku, měrná hmotnost hliníku je  $2700 kg \cdot m^{-3}$ . Na základě těchto výpočtů je možno stanovit relativní hustotu hliníkové pěny:

$$\rho_{REL} = \frac{V_s}{V + V_s} [1], \quad (3.11)$$

kde značí:  $V_s$  - objem tuhé fáze 1 kg hliníku ( $V_s = 3,70 \cdot 10^{-4} [m^3]$ ),  $V$  - objem plynu [ $m^3$ ], který je dán procentuálním, resp. hmotnostním zastoupením napěňovacího činidla.

$$\rho^* = \rho_{REL} \cdot \rho_S, \quad (3.12)$$

kde značí:  $\rho^*$  – objemovou hmotnost vyrobené pěny [ $kg \cdot m^{-3}$ ];  $\rho_{REL}$  – relativní objemová hmotnost [1];  $\rho_S$  – hustotu základního (nenapěněného) materiálu [ $kg \cdot m^{-3}$ ].

Při tepelném rozkladu napěňovacího činidla dochází k trvalému zvyšování koncentrace vodíku, v důsledku toho, že je nedostatečný transport vodíku k povrchům prekurzorů (napěňovacích masivů při výrobě hliníkových pěn), což vede k přesycení taveniny vodíkem. Při překročení kritické koncentrace vodíku dochází v hliníku k heterogenní nukleaci, která je základem pro mechanismus krystalizace hliníku. Krystalizační zárodky se vytvářejí téměř okamžitě po zahájení procesu napěňování. Následné zvýšení pórovitosti se získá růstem pórů, což je důsledek přítomnosti plynu v pórech.

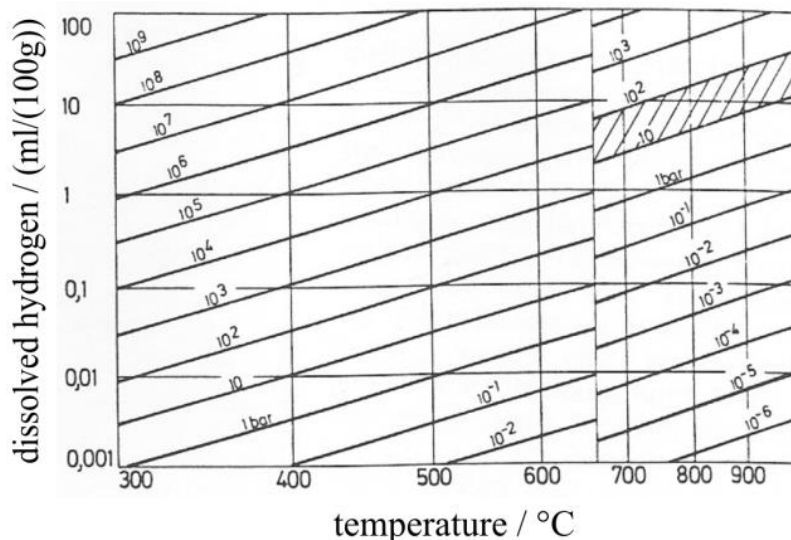
Vodík, který se rozpouští v hliníku, jeho rozpustnost je znázorněna pro termodynamickou rovnováhu na obr. 3.3.

Rozpustnost vodíku v hliníku je dána termodynamickou rovnováhou. Kvantitativně to vyjadřuje Sievertsův zákon. Sievertsův zákon se týká parciálního tlaku vodíku  $p_{H_2}$  a rozpuštěného vodíku  $S$  (solubility) v hliníku:

$$S = K_S(T) \cdot \sqrt{p_{H_2}}, \quad (3.13)$$



kde značí: S – rozpustnost vodíku [ $\text{cm}^3 \text{H}_2 \cdot (100 \text{ g Al})^{-1}$ ];  $K_S(T)$  – rovnovážnou konstantu pro daný kov [ $\text{cm}^3 \text{H}_2 \cdot (100 \text{ g Al})^{-1} \cdot \text{Pa}^{-1/2}$ ];  $p_{\text{H}_2}$  – parciální tlak vodíku v okolní plynové atmosféře [Pa].



Obr. 3.3 Závislost rozpustnosti vodíku v hliníku na tlaku a teplotě podle LUTZE, [4]

Konstantu rozpustnosti  $K_S$  je rozdílná pro kapalný a tuhý hliník. Lze stanovit koeficient rozpustnosti vodíku  $K_S$ , který je funkcí teploty. Hodnoty jsou rozdílné pro pevný a kapalný hliník, jak uvádí TALBOT [10], na základě následujících rovnic:

*Koeficient rozpustnosti vodíku  $K_S$  v kapalném hliníku:*

$$K_S(T) = 10^{\left(-\frac{2760}{T} + 2.768\right)} \quad (3.14)$$

*Koeficient rozpustnosti vodíku  $K_S$  v tuhém hliníku:*

$$K_S(T) = 10^{\left(-\frac{2580}{T} + 1.399\right)} \quad (3.15)$$

Dosazením do rovnice (3.14) a (3.15) lze pro teplotu hliníku 1000 K (727 °C) stanovit, že  $K_S(T)$  pro taveninu je 1,02 a  $K_S(T)$  pro tuhý stav je 0,066.

Rozpustnost vodíku v tavenině hliníku při výrobě hliníkové pěny je možno stanovit na základě rovnice:

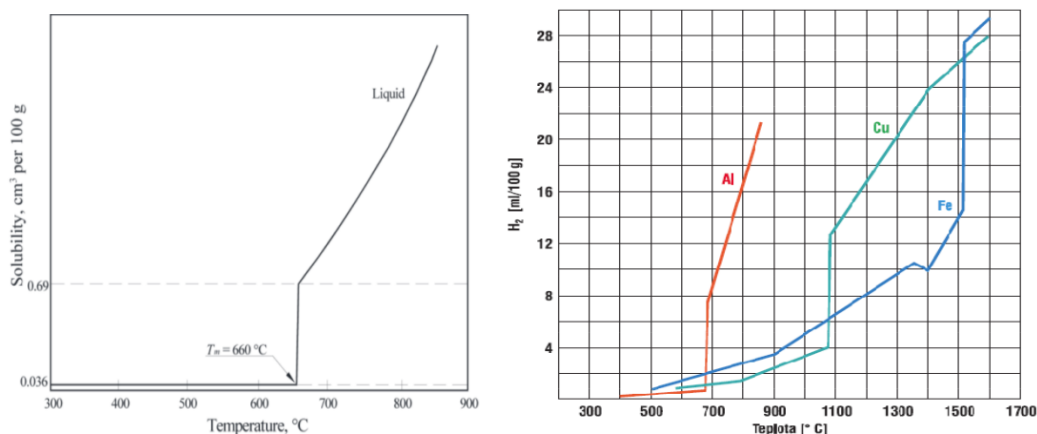
$$\left(\frac{C}{C^0}\right) = K_S(T) \cdot \left(\frac{p_{\text{H}_2}}{p^0}\right)^{1/2}, \quad (3.16)$$

kde značí: C – koncentraci vodíku v hliníku;  $C^0$  – koncentraci, resp. objem atomárního plynu za standardních podmínek,  $T = 273 \text{ K}$ ,  $p^0 = 101325 \text{ Pa}$ ,  $K_S$  – koeficient

rozpustnosti vodíku v hliníku,  $C^0 = (1/100) [\text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}]$ , tj. objem atomárního plynu, který připadá na 100 g kovu.

Druhá odmocnina ve vzorci (3.16) ovlivňuje vykompenzování intersticiálně rozpuštěných atomů vodíku s molekulami  $\text{H}_2$  na rozhraní plynné fáze a taveniny (v tomto případě hliníku). Za normálního tlaku vodík ( $p_{\text{H}_2} = p^0$ ), rovnovážná koncentrace se blíží hodnotě  $0,77 (0,85) \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ , tj.  $7,6 \cdot 10^{-4} [\text{mol} \cdot \text{kg}^{-1}] = 1,8 \cdot 10^{-3} [\text{mol} \cdot \text{l}^{-1}]$ , při teplotě  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  ( $973 \text{ K}$ ). Srovnání vodíku uloženého v  $\text{TiH}_2$  s rozpuštěným vodíkem v rovnováze je velmi malé. Při přezkoumání výše uvedeného výpočtu podle rovnice (3.10) se v hliníku rozpustí cca 1,5 % vodíku. Vnější povrchy prekurzoru mohou mít značně nižší hodnotu vodíku v závislosti na jeho parciálním tlaku v atmosféře a v souvislosti s jeho koncentrací okolo částic  $\text{TiH}_2$ .

Rozpustnost vodíku v hliníku a jeho slitinách je proměnná a závislá na teplotě slitiny, chemickém složení a parciálním tlaku vodíku v okolní atmosféře. Množství rozpuštěného vodíku se určuje v jednotkách  $\text{cm}^3$  na 100 g kovu. Tato hodnota  $1 \text{ cm}^3$  na 100 g kovu odpovídá koncentraci 0,9 ppm. Hliník a jeho slitiny vykazují značný rozdíl mezi rozpustností vodíku v tuhém a v kapalném stavu. Jak uvádí ROUČKA, [7] v tuhém stavu při teplotě  $660 \text{ }^\circ\text{C}$  je rozpustnost vodíku v Al pouze  $0,036 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ . V roztaveném hliníku při teplotě  $660 \text{ }^\circ\text{C}$  je rozpustnost vodíku  $0,77 \text{ cm}^3 / 100 \text{ g}$ , to je asi 20 násobně vyšší. Jiní autoři, např. AMBRIZ [8] uvádějí hodnotu maximální rozpustnosti vodíku v hliníku  $0.69 \text{ cm}^3 / 100 \text{ g}$ , viz obr. 3.4 (vlevo).



Obr. 3.4 Rozpustnost vodíku v čistém hliníku podle AMBRIZE [8] (vlevo), podle KOUKALA [9], vpravo

Teplotní závislost rozpustnosti vodíku v hliníku při tlaku  $101325 \text{ Pa}$  lze získat aplikací van't Hoffovy isobary, jak uvádí KALOUSEK [11]:

$$\frac{d(\log K_S)}{d\left(\frac{1}{T}\right)} = - \frac{\Delta H^0}{R}, \quad (3.17)$$

kde značí:  $\Delta H^0$  – změnu standardní entalpie rozpustnosti vodíku v tavenině hliníku [ $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$ ],  $T$  – teplotu [K];  $K_S$  – rovnovážnou konstantu vodíku v tavenině hliníku.

Na základě podílu příslušných rovnovážných konstant a rozpustnosti vodíku v kapalném hliníku a rozpustnosti za rovnovážných podmínek lze psát:

$$\frac{K_S}{K^0_S} = \frac{S}{S^0} \quad (3.18)$$

Integrací rovnice van't Hoffovy isotermy (3.16) a s použitím rovnice (3.17) lze psát:

$$\log S = - \frac{\Delta H^0}{R \cdot T} + C, \quad (3.19)$$

kde značí: C – integrační konstantu.

Změna standardní entalpie rozpustnosti vodíku v tavenině hliníku  $\Delta H^0$  je považována za nezávislé na teplotě. V tabulce 3-1 jsou uvedeny potřebné hodnoty podle různých autorů, jak uvádí LIU [20] pro výpočet podle rovnice (3.19).

Tabulka 3-1 Hodnoty pro výpočet rozpustnosti vodíku v hliníku podle různých autorů

<i>Výpočet rozpustnosti vodíku v hliníku podle různých autorů</i>						
$\log S = - \frac{\Delta H^0}{R \cdot T} + C$						
$\Delta H^0$		Konstanta C	$S^0$	Referenční plyn	Hmotnost vzorku	Použitá literatura
[kcal·mol <sup>-1</sup> ]	[kJ·mol <sup>-1</sup> ]	[1]	[ml/100g]	[1]	[g]	
5 365	22. 45	2.72	0.881	helium	100	TALBOT [14]
5 067	21. 21	2.62	0.998	helium	100	OPIE a GRANT [13]
5 484	22. 95	2.80	0.911	neon	30-40	RANSLEY a NEUFELD [12]
5 921	24. 78	3.07	1.026	argon	300	LIU [20]

Práce RANSLEYE a NEUFELDA [12] z roku 1948, pro stanovení rozpustnosti vodíku v čistém hliníku, byla základní práce tento výzkum. V roce 1950 OPIE a GRANT [13] dospěli k závěru, že rozpustnost vodíku v hliníku je dána všeobecnou rovnicí:

$$\log_{10} S = - \frac{A}{T} + C, \quad (3.20)$$

kde značí: S – rozpustnost vodíku v hliníku [cm<sup>3</sup> na 100 g kovu]; A – konstantu, což představuje entalpii roztoku vodíku v kapalném nebo pevném hliníku; C – integrační konstantu.

V tabulce 3-2 jsou uvedeny hodnoty pro výpočet log S podle různých autorů.

Tabulka 3-2 Rovnice pro určení rozpustnosti vodíku v tavenině i tuhém hliníku

<i>Hodnoty do rovnice pro určení rozpustnosti vodíku v tavenině i v tuhém hliníku</i>					
$\log_{10} S = -\frac{A}{T} + C$		Entalpie rozpustnosti $\Delta H$ [J.mol <sup>-1</sup> ]	Metoda	Rok publikování	Literatura
Konstanta A	Konstanta C				
<b>Vodík v kapalném hliníku</b>					
2760	2.796	52 840	Sieverts	1948	RANSLEY et al. [12]
2713	2.528	51 940	Rapid quenching	1967	GRIGORENKO et al. [16]
2980	3.070	57 050	Sieverts	1995	LIU et al. [20]
<b>Vodík v tuhém hliníku</b>					
2080	0.788	39 820	Sieverts	1948	RANSLEY et al. [12]
3300	2.105	63 180	Saturation and extraction	1968	EICHENAUER et al. [15]
3340	2.220	63 940	Vacuum solid extraction	1979	ICHIMURA et al. [19]

**Poznámka:** S je rozpustnost vodíku za standardních podmínek na 100 g taveniny v centimetrech krychlových.

Rovnovážné koncentrace vodíku se nacházejí zhruba na rozhraní pórů, které zanedbávají povrchové napětí bublin, jak vyplývá z teorie vzniku bubliny v tavenině hliníku. Vnější povrchy prekursoru mohou mít podstatně nižší hodnotu podle parciálního tlaku vodíku v atmosféře a koncentrace kolem částic TiH<sub>2</sub> může být pozoruhodně zvýšena v důsledku plynulého uvolňování plynu. Tyto tlakové gradienty způsobují, že rozpuštěný plyn difunduje do pórů i do atmosféry. Řídicím činitelem je koeficient difúze:

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta H}{R \cdot T}\right) [m^2 \cdot s^{-1}], \quad (3.21a)$$

kde značí: D<sub>0</sub> – frekvenční faktor difúze [m<sup>2</sup>·s<sup>-1</sup>], ΔH – aktivační energie difúze [J·mol<sup>-1</sup>], R – plynovou univerzální konstantu (R = 8,314 J·mol<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>), T – teplotu difúze [K].

Hodnoty pro výpočet difúze vodíku v hliníku jsou v tabulce 3-3.

Tabulka 3-3 Hodnoty pro výpočet difúze vodíku v hliníku

<i>Hodnoty pro výpočet difúze vodíku v hliníku</i>			
Kov pro difúzi vodíku	Hodnota frekvenčního faktoru D <sub>0</sub> [m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup> ]	Aktivační energie difúze ΔH [J·mol <sup>-1</sup> ]	Literatura
Tekutý hliník	3,8·10 <sup>-6</sup>	19 260	EICHENAUER a MACROPOULOS [5]
Tuhý hliník	1,1·10 <sup>-5</sup>	40 950	EICHENAUER, et al. [6]

Interakci napěňovacího činidla na difúzní délce lze stanovit z rovnice:

$$\delta_{dif} = \sqrt{4 \cdot D \cdot t}, \quad (3.21b)$$

kde značí:  $D$  – koeficient difúze [ $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ],  $t$  – čas difúze [s].

Pro teplotu  $700\text{ }^\circ\text{C}$ , což je teplota existence taveniny hliníku ( $660\text{ }^\circ\text{C}$  a přehřátí) je součinitel difúze  $D = 3,51 \cdot 10^{-7}$  [ $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ].

### 3.2.2 Vznik plynové bubliny v tavenině kovu

Při sledování vzniku bubliny v tavenině je možno se poučít analogií vzniku izolované plynové bubliny ve vodě. Prezentovaný pohled na izolovanou bublinu ve vodě je zjednodušeným obrazem, avšak vznik bublin pěny v tavenině je možno si představit jako kombinaci interakce jednotlivých plynových bublin.

#### a) *Expanze bubliny ve viskózní kapalině*

Zjednodušený pohled na chování izolované rostoucí bubliny v kapalině se často používá k získání prvního pochopení expanze, především polymerních pěn, [1]. Byl sledován vývoj bublin v blízkosti zdroje plynu přizpůsobeného pro kovové pěny ALPORAS ([36] Miyoshi et al., 2000). Fyzikálně-matematický popis růstu plynové bubliny je velmi komplikovaný. Proces je závislý na difúzi, hybnosti a hmotnostní bilanci. Po zavedení kompletního systému rovnic jsou v této části uvedeny asymptotická řešení pro zjednodušený růst s omezeným použitím. Izolovaná sférická bublina je uvažována v nekonečně rozšířené nestlačitelné Newtonově kapalině (chování lze popsat zákonem viskozity) s konstantní viskozitou. Gravitace je zde zanedbávána. Rozpuštěný plyn na základě termodynamické rovnováhy na rozhraní plyn-tavenina

a v důsledku difúze vytváří bublinu. Systém je izotermický a fyzikální vlastnosti zůstávají konstantní. Pak, rovnice kontinuity a hybnosti musí být kombinována ve sférických souřadnicích k Rayleighově rovnici, podle THIESE [29]. Podle výzkumů KÖRNER [1], je možné, že expanze bublin je během výroby pěny (např. způsob IFM - Integral Foam Moulding) potlačena viskózními, kapilárními nebo setrvačnými silami. Přitom lze vycházet se zkušeností. Např. je-li ohřátá láhev minerální vody otevřená, pak se plynové bubliny velmi rychle vyvíjejí. Také se očekává, že se budou bubliny plynu vyvíjet velmi rychle, např. během zlomku sekundy. Během tuhnutí taveniny při výrobě kovové pěny důležitou roli sehrává viskozita polotekutého kovu, která je podstatně vyšší ve srovnání se zcela kapalnou taveninou. Kromě toho je také povrchové napětí kovů asi desetkrát vyšší, než je povrchové napětí vody.

Při výzkumech napěňovacího procesu taveniny, KÖRNER [1] sledovala působení relevantních tlaků na plynovou bublinu. Při tom uvažovala expanzní kinetiku izolované bubliny, která měla poloměr  $R$ . Bublina byla sledována v nekonečně rozšířené nestlačitelné kapalině s viskozitou a za působení tlaku. Vysoká symetrie tohoto problému umožňuje zavedení sférických souřadnic, čímž se redukují řídicí Navier-Stokesovy rovnice (3.1) a (3.2), na tak zvanou Rayleighovu rovnici podle KÖRNER [1], která popisuje časový vývoj bubliny pro poloměr  $R$ , s využitím první a druhé derivace:

$$\dot{R} \equiv \frac{dR}{dt}; \quad \ddot{R} \equiv \frac{d^2R}{dt^2}. \quad (3.22a)$$

Zápis Rayleighovy rovnice podle THIESE [29]:

$$R \cdot \ddot{R} + \frac{3}{2} \dot{R}^2 + 4\nu \cdot \frac{\dot{R}}{R} = \left( p_G - p_\infty - \frac{2 \cdot \sigma}{R} \right) / \rho, \quad (3.22b)$$

kde značí:  $R = R(t)$  – funkci růstu zaoblení bubliny;  $\nu$  – kinematickou viskozitu;  $p_G$  - tlak plynu v bublině;  $p_\infty$  – tlak taveniny na bublinu;  $\sigma$  – povrchové napětí taveniny;  $\rho$  – hustotu taveniny.

Zápis Rayleighovy rovnice podle KÖRNER [1]:

$$R \cdot \ddot{R} \cdot \rho + \frac{3}{2} \dot{R}^2 \cdot \rho + 4 \cdot \nu \cdot \rho \cdot \frac{\dot{R}}{R} + \frac{2 \cdot \sigma}{R} = p_i - p_0, \quad (3.23)$$

kde značí:  $p_i$  – tlak bubliny;  $p_0$  – atmosferický tlak.

Jednotlivé členy rovnice (3.23) definují tyto tlaky:

*Setrvačný tlak:*

$$R \cdot \ddot{R} \cdot \rho + \frac{3}{2} \dot{R}^2 \cdot \rho;$$

*Viskozní tlak:*

$$4 \cdot \nu \cdot \rho \cdot \frac{\dot{R}}{R};$$

*Kapilární tlak:*

$$\frac{2 \cdot \sigma}{R};$$

*Přetlak bubliny:*

$$p_i - p_0.$$

Porovnáním rovnic (3.22b) a (3.23) jsou v takto uvedeném zápisu shodné, avšak THIES ve své práci [29] uvádí na pravé straně násobek  $\rho$ .

Rayleighova rovnice v podstatě vyjadřuje rovnováhu mezi setrvačnými, viskózními a kapilárními silami, které brání expanzi bubliny. Důležitým parametrem je přetlak uvnitř bubliny. Otázkou je, jaké dominantní postavení mají setrvačné, viskózní nebo kapilární síly. Pokud by měly, pak brzdí expanzi bubliny. Pokud ne, pak setrvačné a viskózní síly na levé straně rovnice (3.26) jsou velmi malé a lze předpokládat rovnováhu mezi tlakem bubliny, vnějším tlakem a kapilárním tlakem. Při výrobě kovové pěny jsou tyto síly závislé na materiálu a také na procesních parametrech napěňovacího procesu.

Pro odhad tlaků je nutno předpokládat, že časové zvýšení objemu bubliny  $V$  je úměrné její ploše:

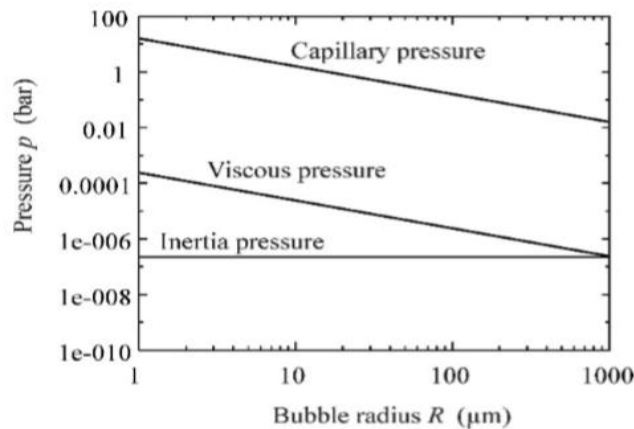


$$\frac{dV}{dt} = \dot{V} = 4 \cdot \pi \cdot R^2 \cdot \frac{dR}{dt}, \quad \text{s podmínkou } \dot{R} = \frac{dR}{dt} = \text{konst.} \quad (3.24)$$

Za tohoto předpokladu je čas  $t_f$  nezbytný pro dosažení konečného poloměru bubliny  $R_f$  dán hodnotou:

$$t_f = \frac{R_f}{\dot{R}} \quad (3.25)$$

Na obr. 3.5 je uvedena grafická závislost, dle rovnice (3.23), je zde uveden tzv. setrvačný viskozní a kapilární tlak pro plynovou bublinu (rychlost bubliny  $\dot{R} = 0,0025 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ; kinematická viskozita  $\nu = 0,001 \text{ m}^2\cdot\text{s}^{-1}$ ; povrchové napětí taveniny hliníku  $\sigma = 0,8 \text{ N}\cdot\text{m}^{-1}$ ; hustota taveniny hliníku  $\rho = 2400 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ), která se šíří v tavenině hliníku. Rychlost bubliny  $0,0025 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  odpovídá vývoji bubliny s poloměrem  $500 \mu\text{m}$  ( $0,5 \text{ mm}$ ) během časového okamžiku  $0,2 \text{ s}$ .



Obr. 3.5 Závislost tlaku během expanze jedné bubliny v tavenině hliníku (rychlost bubliny  $\dot{R} = 0,0025 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ; kinematická viskozita  $\nu = 0,001 \text{ m}^2\cdot\text{s}^{-1}$ ; povrchové napětí taveniny hliníku  $\sigma = 0,8 \text{ N}\cdot\text{m}^{-1}$ ; hustota taveniny hliníku  $\rho = 2400 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ );  $1 \mu\text{m} = 0,001 \text{ mm}$ , [1]

Dále je možno sledovat vliv difúzního procesu na růst a expanzi plynové bubliny ve viskózní tavenině. Rozpuštěný plyn v tavenině difunduje do bubliny při termodynamické rovnováze na rozhraní plyn-tavenina. Difuzi popisuje rovnice:

$$\partial_t c + u \cdot \partial_r c = \frac{D}{r^2} \partial_r (r^2 \partial_r c), \quad (3.26)$$

kde značí:  $c$  – koncentraci;  $D$  – koeficient difúze;  $u$  – radiální rychlost ( $u = \dot{R} \cdot R^2 / r^2$ ).

Rovnice (3.26) je platná pro podmínku  $r > R$ . Následující rovnice řeší souvislost stability hmoty na povrchu bubliny:

$$\frac{d}{dt} \left( \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot \frac{1}{V_m} \cdot R^3 \right) = 4 \cdot \pi \cdot R^2 \cdot D \cdot \left( \frac{\partial c}{\partial r} \right)_{r=R}, \quad (3.27)$$

kde značí:  $V_m$  – molární objem ideálního plynu ( $V_m = RT/p^0$ );  $c$  – koncentraci [ $\text{mol}\cdot\text{m}^{-3}$ ].

Rovnice (3.28) a (3.29) jsou závislé na počátečních a okrajových podmínkách. Tak např.  $R(0) = R_0$  nebo 0;  $\dot{R}(0) = 0$ ;  $c(r,0) = c(\infty,t) = c^\infty$ ;  $c(R,t) = c_R$  je dáno Sievertsovým zákonem (3.16).

Jak uvádí THIES [29], povrchové napětí může hrát významnou roli pouze v počátečních stadiích, kdy je bublina velmi malá. To je v případě, že faktor  $2\sigma/(R_0 p^\infty)$  je velký. Řešení se zjednodušuje v okamžiku, je-li předpokládaný stacionární difúzní proces. Také koncentrace daleko od bubliny zůstává konstantní,  $c^\infty$ , pak rovnice (3.28) dává řešení tvaru  $c(r) = k_1/r + k_2$ . Využitím okrajových podmínek se snadno vypočítají konstanty  $k_1$ ,  $k_2$  a gradient koncentrace  $(\partial c / \partial r)_{r=R} = (c^\infty - c_R) / R = c_\Delta / R$ . Pro poloměr  $R$  lze psát:

$$R(t) = \sqrt{2 \cdot c_\Delta \cdot V_m \cdot D \cdot t + R_0^2}, \quad (3.28)$$

Podle [1] lze zavést parametr  $\beta$ . Tento parametr pro asymptotická řešení se stanoví:  $\beta = \sqrt{1/2 \cdot c_\Delta \cdot V_m} \rightarrow 0$ . V případě, že  $\beta \gg 1$  lze psát následující aproximaci:

$$R(t) \cong 2 \cdot \sqrt{\frac{3}{\pi}} \cdot c_\Delta \cdot V_m \cdot \sqrt{D \cdot t} + R_0 \quad (3.29)$$

Pro napěňovací proces, dle [1], při výrobě kovových pěn, lze použít následující hodnoty veličin, teplota taveniny hliníku je  $700 \text{ °C} + 273 = 973 \text{ [K]}$ ;  $V_m = RT / p^0 = 8,314 \cdot 973 / 101\,325 \text{ [m}^3 \cdot \text{mol}^{-1}] = 0,08 \text{ [m}^3 \cdot \text{mol}^{-1}]$ ;  $c_\Delta = 7,6 \cdot 10^{-4} \text{ [mol} \cdot \text{kg}^{-1}] = 2,4 \cdot 10^3 \text{ [kg} \cdot \text{m}^{-3}] = 1,9 \text{ [mol} \cdot \text{m}^{-3}]$  za předpokladu přesycení přibližně jedné atmosféry v tavenině hliníku o teplotě  $700 \text{ °C}$ . Parametr  $\beta$  je asi 0,3, což je bohužel uprostřed dvou asymptotických roztoků. Výsledkem výpočtu je podle [29]:

$$R(t) = 3,2 \cdot 10^{-4} \sqrt{t/s} [m] \quad \text{pro rovnici (3.28)}$$

$$R(t) = 1,7 \cdot 10^{-4} \sqrt{t/s} [m] \quad \text{pro rovnici (3.29)}$$

Například výpočet bubliny velké cca  $\varnothing 1 \text{ mm}$ , její vývoj trvá 10 až 35 s, to závisí na zvolené rovnici. Skutečné časy napěňování taveniny se pohybují od několika sekund až po několik minut, v závislosti na zvolené rychlosti ohřevu. V procesu napěňování na základě práškové metalurgie se obvykle vodík do taveniny plynule dodává rozkládáním  $\text{TiH}_2$ . Je nutno dodat, že teplota procesu ovlivňuje rozklad  $\text{TiH}_2$  a následně i koncentraci vodíku v tavenině. Hodnota koncentrace vodíku na povrchu bublin je základním parametrem pro jejich růst.

Rovnováha sférické bubliny vychází z rovnice (3.23). Chování bubliny v tavenině lze hodnotit na základě Laplaceova zákona podle THIESE [29]:

$$p_G - p_L = \sigma \cdot k = \frac{2 \cdot \sigma}{R}, \quad (3.30)$$

kde značí:  $p_G$  – tlak plynu v bublině;  $p_L$  – tlak v tavenině;  $\sigma$  – povrchové napětí na rozhraní systémů tavenina – plyn, (povrchové napětí v tavenině hliníku je  $0,9 \text{ N} \cdot \text{m}^{-1}$ );  $2/R$  – lokální zakřivení bubliny;  $k$  – konstantu, resp. odpor, který vyplývá z průměrného

lokálního zakřivení (v případě stejných poloměrů);  $p_l$  – tlak v tavenině, který se skládá z hydrostatického tlaku ( $p_H = h \cdot \rho \cdot g$ ) a atmosférického (neboli okolního) tlaku  $p_0$  ( $p_0 = 101\,325$  Pa).

Tlak v tavenině  $p_L$  se vypočítá na základě hydrostatického tlaku a tlaku atmosférického:

$$p_L = h \cdot \rho \cdot g + p_0, \quad (3.31)$$

kde značí:  $h$  – vzdálenost mezi středem bubliny a atmosférou (tj. k hladině taveniny)  $g$  – gravitační zrychlení  $9,81 \text{ m}\cdot\text{s}^{-2}$ ;  $p_0$  – atmosférický tlak ( $101325$  Pa nebo  $10^5$  Pa);

Dosazením rovnice (3.31) do rovnice (3.30) lze získat vztah pro výpočet tlaku v bublině.

$$p_G - (h \cdot \rho \cdot g + p_0) = \frac{2 \cdot \sigma}{R}, \quad (3.32a)$$

$$p_G = \frac{2 \cdot \sigma}{R} + (h \cdot \rho \cdot g + p_0), \quad (3.32b)$$

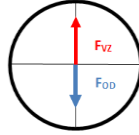
Na základě rovnice (3.32b) lze informativně vypočítat tlak v bublině pro tyto hodnoty veličin:  $p_0 = 101\,325$  Pa;  $h = 0,1$  m;  $\sigma = 0,9 \text{ N}\cdot\text{m}^{-1}$ ;  $R = 10 \text{ }\mu\text{m} = 1,0 \cdot 10^{-5}$  m;  $\rho = 2400 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$  (hustota taveniny hliníku). Výsledek výpočtu  $p_G = 283679$  Pa (283,7 kPa). Z toho vnitřní tlak plynu v bublině je  $180000$  Pa (180 kPa), hydrostatický tlak je  $254$  Pa a atmosférický tlak je  $101\,325$  Pa (101,4 kPa). Na počátku, kdy se zárodek bubliny vytváří je hodnota  $R$ , řádově cca  $R = 10 \text{ }\mu\text{m}$ . Účinky povrchového napětí významně přispívají k tvorbě plynové bubliny. Hydrostatický tlak je ve srovnání s okolním tlakem malý. Je však zodpovědný za vztlakovou sílu působící na bublinu. Za stacionárních podmínek vztlaková síla je daná Stokesovým zákonem, rychlost pohybu bublin v tavenině je dána vztahem (3.35).

### **b) Bublina vystavená gravitaci**

Bubliny se v kapalině rychle rozplynou. Tento efekt může způsobovat gradient hustoty (např. během IFM - Integral Foam Moulding), viz obr. 3.6 b).

V následujícím je sledována jedna bublina plynu v prostoru nekonečné taveniny. Bublina stoupá proti působení gravitace a nakonec dosáhne stacionární rychlosti  $v$ , kde gravitační sílu vyrovnává vztlaková síla. Je-li deformace bubliny nepatrná, stacionární stoupající rychlost  $v$  vyplývá z rovnováhy síly mezi gravitační silou danou Stokesovým zákonem a vztlakem [32]. Stacionární rychlost  $v$  pro vyplouvání vzduchové bubliny k povrchu taveniny lze odvodit na základě předpokladů, že na bublinu plynu působí síly:

- a) vztlaková síla bubliny –  $F_{vz}$ ;
- b) odporová síla bubliny –  $F_{od}$



Obr. 3.6 a) Schéma sil působících na bublinu o poloměru  $R$

$$F_{VZ} = V_B \cdot \rho_K \cdot g, \quad (3.33 \text{ a})$$

$$F_{OD} = 4 \cdot \pi \cdot R \cdot \eta \cdot v, \quad (3.33 \text{ b})$$

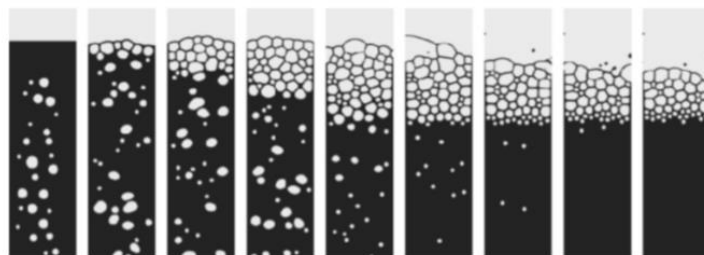
kde značí:  $R$  – poloměr bubliny plynu [m];  $\eta$  - dynamickou viskozitu taveniny [Pa·s; kg·s<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>];  $v$  – rychlost vyplouvání plynové bubliny na povrch taveniny [m·s<sup>-1</sup>];  $V_B$  - objem vzduchové bubliny [m<sup>3</sup>], za předpokladu, že vzduchová bublina je tvaru koule pak  $V_B = 4/3 \cdot \pi \cdot R^3$ ;  $\rho_K$  - hustotu naplyňované taveniny [kg·m<sup>-3</sup>];  $g$  – gravitační zrychlení [m·s<sup>-2</sup>];  $\nu$  – kinematickou viskozitu taveniny [m<sup>2</sup>·s<sup>-1</sup>],  $\nu = \eta/\rho$ .

Odvození (stacionární) rychlosti vyplouvání vzduchové bubliny v tavenině za podmínek:  $F_{VZ} - F_{OD} = 0$ , tj.  $F_{VZ} = F_{OD}$ :

$$V_B \cdot \rho_K \cdot g = 4 \cdot \pi \cdot R \cdot \eta \cdot v \quad (3.33c)$$

$$v = \frac{1}{3} \cdot \frac{R^2 \cdot g}{\nu} \quad (3.33d)$$

Kvadratická závislost poloměru bubliny pro stanovení stacionární rychlosti jasně ukazuje, že malý poloměr bubliny přispívá k menší stacionární rychlosti. Naopak velká hodnota kinematické viskozity také přispívá k nižší hodnotě stacionární rychlosti.



Obr. 3.6b) Schéma bubliny vystavených gravitaci a ilustrace vytvořené pěny (2D - LBM simulace), podle [1]

Jestliže rychlost bubliny vyhovuje předpokladu rovnice (3.33d), vzdálenost bublin  $d$  je možno stanovit:

$$d = \int_0^{t_f} v(R(t)) \cdot dt = \int_0^{t_f} \frac{g}{3 \cdot \nu} \cdot R^2 \cdot dt = \frac{g}{9 \cdot \nu} \cdot \dot{R}^2 \cdot t_f^3 = \frac{g}{9 \cdot \nu} \cdot R_f^2 \cdot t_f \quad (3.34)$$

$R = \dot{R}t$ ;  $\dot{R} = konst.$ , předpoklad  $R_f = 0,5 \text{ mm}$ ; dynamická viskozita taveniny hliníku  $\eta = 0,001 \text{ [Pa}\cdot\text{s]}$ , kinematická viskozita taveniny hliníku je  $0,001/2300 = 4,35 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$   
 $t_f = 0,2 \text{ s}$ ;  $g = 9,81 \text{ m}\cdot\text{s}^{-2}$ ; vzdálenost  $d = 5,45 \cdot 10^{-5} \text{ m}$ , tj.  $0,0545 \text{ mm}$ , (hustota taveniny hliníku  $\rho = 2400 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ).

THIESE [29] uvádí v podstatě analogický vztah pro stanovení rychlost bubliny podle Stokesova zákona:

$$v = C \cdot \frac{g \cdot R^2}{\nu}, \quad (3.35)$$

kde značí:  $\nu$  – kinetickou viskozitu taveniny;  $C$  – faktor závisející na povrchu bubliny;  $C = 1/3$ , tj. pro bublinu pohybující se v tavenině. Pokud  $C = 2/9$ , pak se řeší pohyb tuhé částice v tavenině.

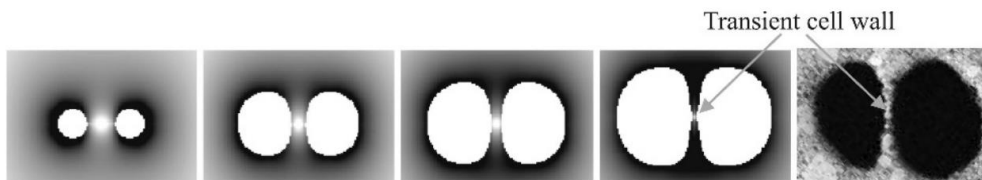
V tavenině čistého hliníku je kinematická viskozita  $\nu = 6 \cdot 10^{-7} \text{ [m}^2 \cdot \text{s}^{-1}]$  při teplotě  $700 \text{ }^\circ\text{C}$ . [43]. Hodnota viskozity závisí na teplotě taveniny. Zvýší-li se teplota taveniny o  $100 \text{ }^\circ\text{C}$ , hodnota viskozity klesne o  $20 \%$ . To znamená, že při teplotě  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  bude viskozita taveniny čistého hliníku cca  $4,8 \cdot 10^{-7} \text{ [m}^2 \cdot \text{s}^{-1}]$ .

Bublina tvaru koule s velikostí o  $\varnothing 50 \text{ }\mu\text{m}$ , to je objem  $20\,833 \text{ [}\mu\text{m}^3]$ , se pohybuje s rychlostí  $10 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  ( $\nu = 0,01 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ).

### c) Interakce mezi bublinami

Primární interakce mezi bublinami je výsledkem hydrodynamických sil produkovaných rychlostním poli, což je vyvozeno pohybem bublin nebo jejich expanzí. V důsledku toho dochází k deformaci bublin, avšak kapilární síly se snaží obnovit sférický tvar bublin, v důsledku minimalizace povrchové energie.

*Přechodné stěny plynových buněk*, nejjednodušší situace dvou rozpínajících se bublin je znázorněna na obr. 3.7, tento obrázek také znázorňuje vývoj přechodných buněčných stěn. Přechodné buněčné stěny jsou výsledkem rychlé expanze bublin, která přináší rovnováhu systému za vzniku kulaté bubliny. Přechodné buněčné stěny se vyvíjejí dynamickým způsobem a jsou vnitřně nestabilní, to znamená, že zmizí, pokud systému dlouho trvá dosažení rovnovážného stavu.

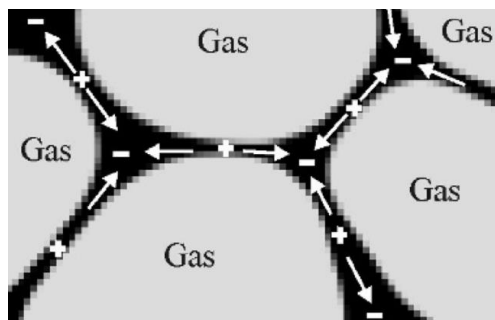


*Transient cell wall – přechodná buněčná stěna*

Obr. 3.7 Schéma interakce mezi dvěma bublinkami a vývoj přechodné buněčné stěny, vlevo: simulace 2D-LBM (bíla je bublina, šedá barva kolem označuje rychlostní pole; malé rychlosti označuje světle šedá barva, velké rychlosti označuje tmavě šedá barva); vpravo: jsou dvě plynové bubliny ve ztuhlém hořčíku, slitina AZ91, přechodové stěny KÖRNER, [1]

Podmínky v tavenině k asymetrickému růstu bublin a bubliny se při expanzi stále více deformují. Velikost tohoto efektu je závislá na povrchovém napětí taveniny, na viskozitě taveniny, na rychlosti růstu a velikosti bublin.

Na obr. 3.8 je schéma působení kapilárních sil v přechodové stěně plynové bubliny (buňky). Rozdíl tlaku mezi stěnami buněk a hranami rovin vede k rychlému ztenčení buněčné stěny (přetlak je označen + **(plus)**; podtlak je označen – **(minus)**), [1]



Obr. 3.8 Schéma působení kapilárních sil v přechodové stěně plynové buňky, rozdíl tlaku mezi stěnami buněk a hranami rovin vede k rychlému ztenčení buněčné stěny (přetlak je označen + **(plus)**; podtlak je označen – **(minus)**), [1]

Rozdíly tlaku kapilár vedou k přetlaku ve stěnách a nízkému tlaku na jejich hranicích. Nízký tlak vede k rychlému ztenčení buněčné stěny a nakonec k prasknutí buněčné stěny. Při výrobě kovových pěn dojde k přeskupení taveniny pod vlivem kapilárních sil. Tvorba přechodných buněčných stěn je důležitým mechanismem při tvorbě výsledné kovové pěny.

V zásadě by měla existovat možnost produkovat vysoce porézní, pěnové kovové struktury bez tvorby přechodných buněčných stěn.

Z tohoto důvodu je důležité se zabývat trvanlivostí přechodných buněčných stěn při výrobě kovových pěn.

*Řešení trvanlivosti přechodových buněčných stěn* prováděla KÖRNER [1]. Prováděla výpočet pomocí jednoduchého modelu buněčné stěny. Pokud  $R_{PI}$  značí poloměr zakřivení plochy buňky, pak lze stanovit rozdíl tlaku  $\Delta p$  mezi hranicí plochy a stěnou buňky:

$$\Delta p = \frac{\sigma}{R_{PI}}, \quad (3.36)$$

kde značí:  $\sigma$  – povrchové napětí;  $R_{PI}$  – poloměr zakřivení ohraničené oblasti.

Rychlost ztenčování buněčné stěny  $\dot{d}$  je definována podle [21] a současně za  $\Delta p$  lze dosadit vztah (3.36).

$$\dot{d} = \frac{2 \cdot d^3 \cdot \Delta p}{3 \cdot \eta \cdot R^2} = - \frac{2 \cdot d^3 \cdot \sigma}{3 \cdot \eta \cdot R^2 \cdot R_{PI}}, \quad (3.37)$$



kde značí:  $R$  – zakřivení plošného průmětu buliny;  $\eta$  – dynamickou viskozitu taveniny;  $\Delta p$  – rozdíl tlaku mezi stěnou a objemem, který je definován kapilárním tlakem, jeho výpočet je podle rovnice (3.36).

Integrace rovnice (3.37) udává dobu  $t$ , což je doba ztenčování stěny buňky. Přitom je ještě zachována určitá stabilita tloušťky stěny buňky, ikdyž se tloušťka stěny buňky mění od počáteční tloušťky  $d_i$  na konečnou tloušťku  $d_f$ :

$$t = \frac{3 \cdot \eta \cdot R^2 \cdot R_{PI}}{4 \cdot \sigma} \cdot \left[ \frac{1}{d_f^2} - \frac{1}{d_i^2} \right] < \frac{3 \cdot \eta \cdot R^2 \cdot R_{PI}}{4 \cdot \sigma} \cdot \frac{1}{d_f^2} \quad (3.38)$$

Dosazením konkrétních údajů do rovnice (3.37) lze vypočítat sledovanou dobu  $t$ . V publikaci [1] je naznačen výpočet s těmito uvedenými hodnotami:  $\sigma = 0,8 \text{ N} \cdot \text{m}^{-1}$ ;  $\eta = \nu \cdot \rho$ ;  $\rho = 2,4 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$  ( $2400 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ );  $R_{PI} = 100 \text{ } \mu\text{m}$ ;  $R = 250 \text{ } \mu\text{m}$ ;  $d_i = 10 \text{ } \mu\text{m}$ . Doba ztenčování tloušťky stěny, kterou udává KÖRNER [1] je  $t < 10^{-4} \text{ s}$ .

Na základě výše uvedených skutečností byl proveden náš výpočet ztenčování stěn, podle rovnice (3.38). K výpočtu byly použity tyto hodnoty: povrchové napětí taveniny hliníku  $\sigma = 0,8 \text{ N} \cdot \text{m}^{-1}$ ; dynamická viskozita hliníku  $\eta = \nu \cdot \rho = 1,44 \cdot 10^{-3} \text{ [kg} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}\text{]}$ ; kinematická viskozita hliníku  $\nu = 6 \cdot 10^{-7} \text{ [m}^2 \cdot \text{s}^{-1}\text{]}$ ; hustota taveniny čistého hliníku  $\rho = 2400 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ ;  $R_{PI} = 100 \text{ } \mu\text{m}$  ( $R_{PI} = 0,1 \text{ mm} = 0,0001 \text{ m}$ ),  $R = 250 \text{ } \mu\text{m}$  ( $R = 0,25 \text{ mm} = 0,00025 \text{ m}$ );  $d_i = 10 \text{ } \mu\text{m}$  ( $d_i = 0,01 \text{ mm} = 0,00001 \text{ m}$ ).

$$t < \frac{3 \cdot 1,44 \cdot 10^{-3} \cdot 6,25 \cdot 10^{-8} \cdot 1,0 \cdot 10^{-4}}{4 \cdot 0,8 \cdot 1,0 \cdot 10^{-10}} < 8,44 \cdot 10^{-5} \text{ s}; \text{ to je cca } t < 10^{-4}$$

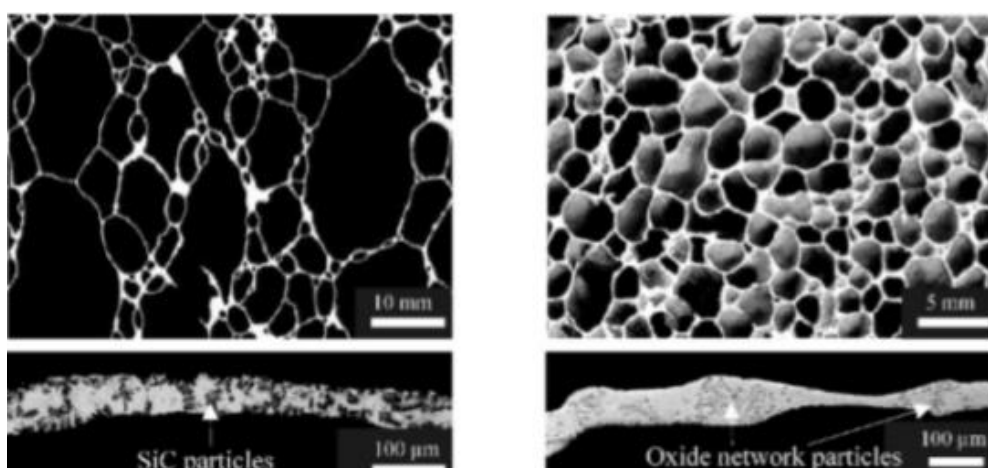
Tento výsledek ukazuje, že ztenčování buněčných stěn je velmi rychlý proces. Doba ztenčování je tak krátká, že vývoj rozsáhlých rovných stěn buněk vyžaduje další stabilizaci, která snižuje jejich ztenčování. Avšak, pokud je viskozita silně zvýšena, např. o tři řády, to je v případě tuhnutí, jak uvádí [1], doba ztenčování stěny buňky se blíží stejnému časovému měřítku jako celý proces napěňování. Krátká doba výroby kovové pěny v kombinaci se zvýšenou viskozitou při tuhnutí taveniny má tedy potenciál podpořit tvorbu přechodných buněčných stěn bez další stabilizace. To je pravděpodobně důvodem, proč je nutno při napěňování používat stabilizační činidla.

### 3.3 Teoretické základy popisu stability kovových celulárních systémů

Z teoretického hlediska neexistuje univerzální popis stability pěny, jak uvádí KÖRNER [1]. Původně se předpokládalo, že stabilita pěny je způsobena adsorbovanými povrchově aktivními látkami, které ovlivňují mechanicko-dynamické vlastnosti povrchové vrstvy. První přístupy k objasnění stability pěny byly založené na myšlence Gibbse a Marangoniho, kteří vycházeli z představy o důležitosti viskozity a

povrchové elasticity. Tyto rané teorie však nedokázaly vysvětlit vysokou stabilitu vzniku tenkých filmů ve stěně buňky kovové pěny. Touto problematikou se zabývali ruští výzkumníci v polovině 20. století a sledovali vliv statického disjunkčního tlaku vyvolaného vlivem působení intermolekulárních sil. Současně se ukázalo, že je třeba rozlišovat dynamickou a statickou stabilitu pěny. Dynamická stabilita je vytvářena silami, které se vyvíjejí například při viskózním tahu, zatímco statická stabilizace zahrnuje všechny mechanismy, které vytvářejí statické síly, např. elektrostatické odpuzování. Zvláštní důraz musí být kladen na úlohu pevných částic s replikací na stabilizaci pěny. Jak uvádí [1], v literatuře je kontroverzně diskutována stabilita kovových pěn, ale konečná, obecně přijatelná teorie stability stále chybí, [1].

Následná část se zabývá shrnutím hlavních aspektů stabilizace kovové pěny, ke které přispívá mechanismus bariérového efektu způsobeného částicemi uzavřenými v buněčných stěnách [22]. Pro různé metody napěňovacího procesu částice působí jako bariéra, která podporuje mechanismus vzniku pěny. Mohou to být buď pevné částice (křehké síťové nebo endogenní částice). Jejich bariérový účinek vždy vyvolává rozpojovací tlak, který je zodpovědný za stabilizaci pěny. Tato realizace je základem pro vysvětlení stabilizace pěny vyráběné především metodou *IFM (Integral Foam Moulding)*. První studie pro odhalení mechanismů stabilizace kovové pěny byly zaměřené na sledování významu viskozity a povrchového napětí taveniny, [23]. Vysoká hodnoty viskozity taveniny zpomaluje ředění buněčné stěny a má tak pozitivní vliv na životnost pěny. Bylo potvrzeno, že stabilizace kovové pěny úzce souvisí s vysokou hodnotou viskozity taveniny, [24]. Tato myšlenka byla ve skutečnosti podpořena několika experimentálními pozorováními, [23], [24]. Na obr. 3.9 jsou hliníkové pěny, v horní části je struktura buněk pěny, v dolní části je buněčná stěna. Vlevo je pěna vyrobená přímým napěňováním taveniny obsahující částice SiC, [26]; vpravo je pěna vyrobená práškovou metalurgií s použitím napěňovacího činidla  $TiH_2$  [27].



Obr. 3.9 Hliníková pěny nahoře je struktura buněk pěny, dole je buněčná stěna, vlevo: je pěna vyrobená přímým napěňováním taveniny obsahující částice SiC, [26]; vpravo je pěna vyrobená práškovou metalurgií s použitím napěňovacího činidla  $TiH_2$  [27]

V průběhu procesu se například vápník přidává do hliníkové taveniny a míchá se několik minut, dokud viskozita nedosáhne určité hodnoty, která je o 3 až 4 násobek vyšší než je viskozita počáteční. Následně se přidá napěňovací činidlo ve formě TiH<sub>2</sub>. Kvalita výsledné kovové pěny je velmi citlivá na viskozitu taveniny [25]. Dalším příkladem jsou hliníkové pěny vyztužené částicemi SiC [26], viz obr. 3.9. Tyto pěny se vyrábějí vstřikováním plynu do kompozitní taveniny kovové matrice. Velikost částic se typicky pohybuje od 5 do 20 μm.

Pokud je objem částic příliš nízký, vstřikovaný plyn do taveniny přispívá k zániku bublin v horních partiích taveniny. Docílení stabilní pěny je možné pouze tehdy, když je objemový podíl částic SiC dostatečně vysoký, což podporuje také vysoká hodnota viskozity taveniny.

Základní charakteristika kovových pěn úzce souvisí s následnými kritérii:

*Vysoká stabilita* - obecně platí, že kovová napěněná hmota je stabilní. Pěnové hmoty vyrobené různými metodami mohou být udržovány v kapalném stavu déle, než jednu hodinu bez změny jejich vnitřní struktury [22]. Na druhé straně rentgenová rentgenoskopie v reálném čase odhaluje, že procesy prasknutí buněčné stěny probíhají do 50 ms [28]. Tyto vlastnosti jsou charakteristické pro stálé pěny, kde jejich stabilitu způsobuje především statická mezifázová síla, [1].

*Silné stěny buněk pěny*, typicky kovové pěny vykazují silné buněčné stěny asi 101 až 102 μm (0,101 až 0,102 mm), viz obr. 3.9. V buněčných stěnách je umístěn poměrně velký objemový podíl materiálu.

*Tloušťka kritické buněčné stěny u PM pěn* (pěny vyrobené práškovou metalurgií), závisí na několika okolnostech. Během výroby kovových pěn založených na práškových kompaktech (PM pěna) probíhají procesy buněčného koalescence během celého procesu expanze [28].

K prasknutí stěny dochází tehdy, když stěny vykazují průměrnou tloušťku 50 μm a tenčí buněčné stěny jsou ještě více nestabilní.

*Zvláštní buněčné stěny pěny*, které jsou často typické pro kovové pěny, vykazují silné a nepravidelné změny tloušťky podél buněčných stěn [22], viz obr. 3.9. Tyto stěny jsou vysoce nestabilní. Tuto nestabilitu ovlivňují i projevující se kapilární síly.

*Neideální, ale stabilní buněčné struktury*, to jsou buněčné struktury, které jsou daleko od termodynamické rovnováhy, pokud předpokládáme, že povrchová energie struktury musí být minimalizována, aby vznikla pěna, viz obr. 3.9. Mobilita buněčných stěn a jejich hranice vykazují plošné útvary a jsou velmi zeslabeny.

Jak uvádí KÖRNER [1], velmi důležitý je vztah mezi středním průměrem buněk  $D$  a fázovým poměrem  $\phi$ :

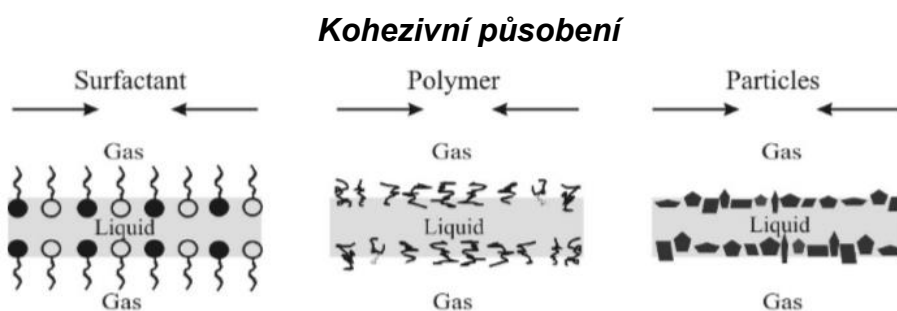
$$D \propto \phi = \frac{1}{\rho_{REL}} - 1, \text{ pro } \phi > 1, \quad (3.39)$$

kde značí:  $\rho_{REL}$  – relativní hustotu pěny.

Střední průměr buňky  $D$  a fázový poměr  $\phi$  jsou korelovány [22].

### 3.4 Dynamická stabilizace celulárních systémů povrchově aktivními látkami

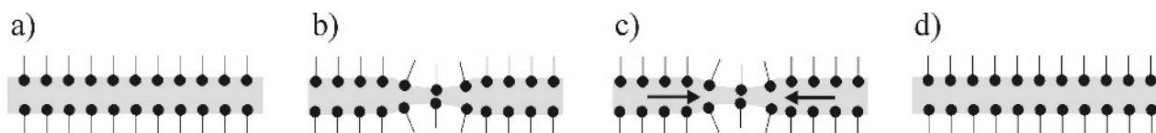
Tloušťka stěn plynových buněk (buněčné stěny) úzce souvisí s povrchově aktivními látkami, které jsou absorbovány na rozhraní tavenina - buněčná stěna. Tyto povrchově aktivní látky řídí mechanicko-dynamické vlastnosti povrchové vrstvy, která vykazuje povrchovou elasticitou a viskozitou povrchu. Viskozita povrchu ovlivňuje relaxační rychlost působícího vnějšího napětí, zatímco elasticita povrchu je mírou energie uložené v povrchové vrstvě v důsledku povrchového napětí. Jedním z účinků povrchově aktivních látek je zpomalení ztenčování buněčné stěny zvýšením viskozity povrchu [2] a elasticity povrchu. Vysoké koncentrace povrchově aktivních látek, polymerů nebo částic na povrchu způsobují vysoké adhezivní nebo kohezivní spojení, které zvyšuje jak viskozitu povrchu, tak pružnost povrchu viz obr. 3.10.



*Surfactant* - povrchově aktivní látka; *Particles* – částice; Gas – plyn; Liquid - tavenina

Obr. 3.10 Schéma vlivu různých druhů povrchově aktivních látek působících na rozhraní tavenina-plyn. Smíšený systém povrchově aktivních látek (vlevo); vliv polymerů (střed); vpravo: vliv částice (vpravo), podle LANGEHO [2]

Vliv efektu viskozity povrchu na rychlost zeslabování buněčné stěny lze vysvětlit podle [2] následujícím způsobem. Pro vysoké hodnoty viskozity povrchu se obě adsorpční vrstvy chovají téměř jako tuhé membrány a nejsou schopny sledovat vertikální pohyb kapaliny. V tomto případě mezi pevnými stěnami se „drenáž“ řídí dle pravidel pro kapalinu. Je-li viskozita povrchu nízká, je adsorpční vrstva pohyblivá a je schopna eliminovat pohyb kapaliny. Výchozím bodem prasknutí buněčné stěny je lokální ztenčení stěny (tenké jako je film). Toto ztenčení musí eliminovat stabilizační síly. Teorie popisující stabilizaci byly popsány Gibbsem a Marangonim, odkaz je v literatuře [3]. Gibbs popisuje skutečnost, že lokální ztenčení filmu také vede k lokálnímu snížení zastoupení povrchově aktivního činidla. Na obr. 3.11 je uvedeno schéma vzniku Gibbs-Marangoniho mechanismu dynamické stabilizace pěny (a) původní stav tenkého filmu; b) vyšší lokální povrchové napětí v důsledku místního ztenčení vrstvy; c) rozdíl, resp. gradient povrchového napětí, které táhne molekuly povrchově aktivního činidla do ztenčeného řezu; d) povrchový film opravený mechanismem povrchového transportu). Gradient povrchového napětí vyvolává síly, které jsou ovlivňovány koncentrací povrchově aktivního činidla.



Obr. 3.11 Schéma vzniku Gibbs-Marangoniho mechanismus dynamické stabilizace pěny, a) původní stav tenkého filmu, b) vyšší lokální povrchové napětí v důsledku lokálního ztenčení vrstvy, c) rozdíl, resp. gradient povrchového napětí táhne molekuly povrchově aktivního činidla do ztenčeného řezu, d) povrchový film opravený mechanismem povrchového transportu

Pokud je koncentrace povrchově aktivní látky příliš nízká, také vyvolaná síla je nízká. Při velmi vysokých koncentracích povrchově aktivních činidel je výsledkem maximální stabilita pěny jako funkce koncentrace povrchově aktivního činidla, [2] a [3]. Kromě sil vyvolaných gradientem povrchového napětí existuje další efekt, který je přiřazen Marangonimu. Při lokálním snížení koncentrace povrchově aktivního činidla se nehomogenně rozptýlené pevné látky pohybují po povrchu. Výsledkem je, že tenký kapalný film v blízkosti povrchu je transportován v důsledku viskózních tažných sil. V blízkosti povrchu je tedy přítomen proud z oblastí s nízkým povrchovým napětím (vysoká koncentrace) do oblastí s vysokým povrchovým napětím (nízká koncentrace). Jak konstatuje KÖRNER [1], důležité je mít na paměti, že oba efekty Gibbsův a Marangoniho, nejsou dostatečné k tomu, aby vysvětlily existenci stability pěn, kde je tloušťka buněčných stěn víceméně konstantní. To znamená, že oba efekty charakterizují pouze chování stěn přechodných pěn. Tyto efekty nejsou schopny vysvětlit stabilitu stálých (permanentních) pěn.

### 3.5 Stabilizace pěny celulárních systémů pomocí statických sil

Předpokladem pro vývoj stálé pěny je přítomnost statických stabilizačních sil. Tyto síly působí proti sání a představují určitý druh podtlaku v buněčných stěnách. Různé zdroje statických sil jsou diskutovány podle KÖRNER [1] v následujícím textu.

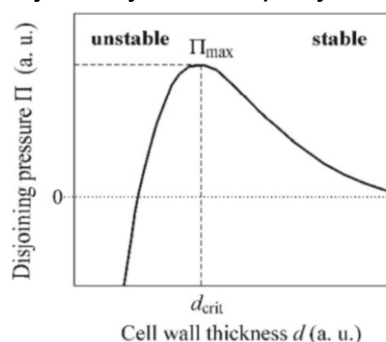
*Rozpojovací tlak*, rovnováha nebo statická stabilita tenkých filmů nebo buněčných stěn je mimořádně důležitá. Pěnové filmy postupně odtékají působením gravitačních nebo kapilárních sil. Vzhledem k tomu, že kapilární síly mají vždy tendenci snižovat tloušťku filmu, musí existovat dodatečná síla, pojmenovaná jako „disjunktní tlak“  $\Pi$ , který vyvažuje kapilární síly. Je-li „disjunktní tlak“  $\Pi$  pozitivní (síly odpuzivé), je vznik filmu potlačen. V opačném případě působí síly přitažlivé. Obecně se „disjunktní tlak“  $\Pi$  počítá jako součet tří složek [1]:

$$\Pi = \Pi_{EL} + \Pi_W + \Pi_{ST} , \quad (3.40)$$

kde značí:  $\Pi_{EL}$  - odpuzující elektrostatickou sílu dvou vrstev na obou površích;  $\Pi_W$  - sílu danou van der Waalsovou interakcí;  $\Pi_{ST}$  - sílu od sférické neboli strukturní interakce způsobené sférickou překážkou ve vrstvě.

Rozsah sil  $\Pi_{EL}$  a  $\Pi_W$  je velmi malý  $10^{-9}$  m nebo dokonce menší. Výsledkem je, že pěna stabilizovaná elektrostatickým odpuzováním dvou vrstev vyvíjí velmi tenké stabilní buněčné stěny ( $<1$  nm), které se běžně označují jako „černé filmy“.

Sledujeme velikost rozpojovacího tlaku s ohledem na tloušťku stěny  $d$ . Stabilita stěny je zaručena jako  $\partial\Pi / \partial d < 0$ . Pro růst nestability a následného prasknutí stěny je nutné, aby  $\partial\Pi / \partial d > 0$ . Chování rozpojovacího tlaku závisí na dalších okolnostech. Obr. 3.12 ukazuje jeden typický příklad, kdy dojde k prasknutí stěny pro případ  $d < d_{crit}$  (tloušťka stěny je menší, než je kritická velikost). Porušení stěny je tedy možné pouze tehdy, když tlak „kapiláry“ překročí maximální rozpojovací tlak. Pro  $\Pi$ , viz obr. 3.12, jsou kritéria stability stěny buňky kovové pěny uvedeny v literatuře [21].



Disjoining pressure  $\Pi$  = rozpojovací tlak; Cell wall thickness  $d$  (a.u.) = tloušťka buněčné stěny, cca  $10^{-10}$  m

Obr. 3.12 Schéma velikosti rozpojovací tlak jako funkce tloušťky stěny buňky [1]

Stěna buňky (buněčná stěna je stabilizována, pokud tloušťka stěny je větší než je kritická velikost ( $d_{crit}$ ). Menší tloušťky stěny vedou okamžitě k prasknutí buněčné stěny. Rovnováhu tloušťky stěny buňky lze vypočítat:

$$\frac{\sigma}{R_{PI}} - \Pi(d) = 0, \quad (3.41)$$

kde značí:  $\sigma$  – povrchové napětí,  $R_{PI}$  – poloměr zakřivení,  $\Pi(d)$  – rozpojovací sílu na tloušťce buněčné stěny  $d$ .

V důsledku toho není rovnovážná tloušťka určována pouze disjunktním tlakem, ale také velikostí sacího efektu v důsledku povrchového napětí. Velikost rozpojovacího tlaku lze odhadnout z průměrného zakřivení a povrchového napětí. Vysoký rozpojovací tlak vede k malým poloměrům zakřivení  $R_{PI}$  hranic ploch buněk. Velmi ostré plochy na buňkách jsou tak náznakem přítomnosti vysokého rozpojovacího tlaku (disjunktního) tlaku. Tloušťka buněčné stěny je vyhovující, pokud je dosažena rovnováha mezi silami tzv. sacího účinku a rozpojovacím tlakem, [1].

### 3.6 Stabilita bublin plynu prostřednictvím stabilizačních částic

Většina kovových pěn je vytvářena na základě dvoufázových systémů: plyn s taveninou a s obsahem stabilizačního činidla (povrchově aktivní látka). Pěny však zkoumáme jako třífázové systémy: plyn, taveninu a pevné částice. Rozptýlené částice



v tavenině, které se používají pro výrobu kovových celulárních materiálů, mohou pěny stabilizovat, ale také i destabilizovat BINKS, [30].

### 3.6.1 Ovlivnění viskozity taveniny rozptýlenými částicemi

Rozptýlené částice velmi zvyšují viskozitu taveniny. Kinematickou viskozitu taveniny s rozptýlenými částicemi je možno stanovit:

$$\nu = \nu_0 \cdot (1 + 2,5 \cdot V_{REL}), \quad \text{pro } V_{REL} < 0 \quad (3.42)$$

kde značí:  $\nu_0$  – kinetickou viskozitu taveniny bez částic;  $V_{REL}$  – relativní objem částic (obsah tuhé frakce).

Rovnice (3.42), ukazuje, že zvýšení viskozity je poměrně mírné až do relativního objemu částic asi 10 %. Pro vyšší obsahy relativních objemových částic zatím neexistuje žádný dostupný analytický popis pro stanovení viskozity. V tomto režimu je velmi důležitá velikost a tvar částic. RAVI [42] uvádí vztah pro určení dynamické viskozity s obsahem stabilizačních částic. Tuto viskozitu označuje pojmem „efektivní dynamická viskozita“ a lze jí stanovit:

$$\eta_E = \eta_0 \cdot (1 + 2,5 \cdot \varphi + 10,25 \cdot \varphi^2), \quad (3.42 \text{ a})$$

kde značí:  $\eta_0$  – dynamickou viskozitu taveniny bez částic;  $\varphi$  – objemový podíl rozptýlených částic v tavenině.

Podle WANGA [43] efektivní dynamickou viskozitu lze vypočítat:

$$\eta_E = \eta_0 \cdot \left[ \left( \frac{\xi \cdot (1 + D_p^{0,95})}{0,01 + 37,35 \cdot D_p^{0,95}} \right) \cdot \varphi \right], \quad (3.42b)$$

kde značí:  $\xi$  – relativní faktor, který zahrnuje průměr částice;  $D_p$  – průměr částice [cm], pak dynamická viskozita musí být vztažena na cm.

Existují různé přístupy, které na základě modelování vyššího obsahu částic stanovují jejich vliv na viskozitu taveniny. Nejpoužívanější je Krieger-Doughertův model pro částice tvaru koulí v kovové tavenině, [37].

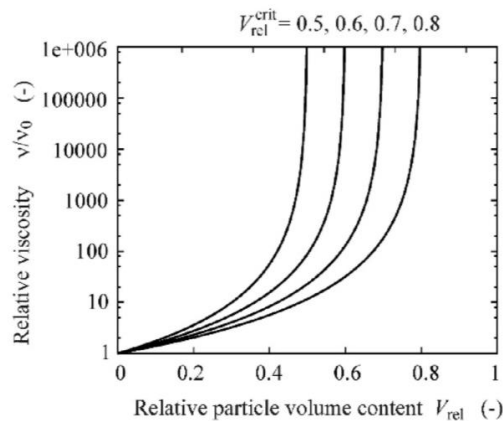
$$\nu = \nu_0 \cdot \left( \frac{V_{REL}}{V_{REL}^{CRIT}} \right)^{-2,5 \cdot V_{REL}^{CRIT}}, \quad (3.43)$$

kde značí:  $V_{REL}^{CRIT}$  – kritický relativní objem částic, pro omezenou tvorbu sítě výpočtového modelu.

V literatuře jsou k dispozici různé modifikace Krieger-Doughertova modelu [38]. Chen a Fan [39] udávají viskozitu pro suspenzi částic rozptýlených v polotekuté kovové tavenině:

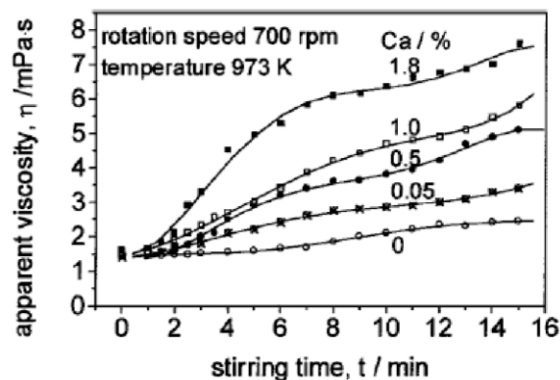
$$\nu = \nu_0 \cdot \left( \frac{V_{REL}}{V_{REL}^{CRIT}} \right)^{-2,5}, \quad (3.44)$$

Obr. 3.13a) ukazuje relativní viskozitu ( $\nu/\nu_0$ ) jako funkci relativního objemu částic ( $V_{REL}$ ) s přihlédnutím ke kritickému relativnímu objemu částic ( $V_{REL}^{CRIT}$ ). Pro nízké  $V_{REL}$ , se blíží Krieger-Doughertův model rovnici (3.42), tzv. Einsteinově rovnici. Poměr relativní viskozity je velmi strmý v poměrně úzkém rozmezí  $V_{REL}$ . Navíc je zvýšení viskozity taveniny poměrně malé až do obsahu částic 30 %.



Obr. 3.13a) Viskozita polotekutých kovových suspenzí, stanovených dle rovnice (3.44), kde je relativní viskozita ( $\nu_0/\nu$ ) funkcí relativního objemu částic, podle [1]

Na obr. 3.13b) je souvislost mezi dynamickou viskozitou (SONG [44] označuje jako zdánlivou dynamickou viskozitu) taveniny a množstvím vmíchaného různého obsahu vápníku do taveniny (rychlost míchání 700 ot/min při teplotě taveniny 973 K).



Obr. 3.13b) Souvislost dynamické viskozity taveniny hliníku při různém obsahu vápníku a době míchání taveniny (rychlosti míchání 700 ot/min při teplotě taveniny 973 K), SONG [44]

Stabilizace pěny je ovlivňována částicemi díky jejich schopnosti přemostit buněčné stěny. Tento efekt začíná působit, když je tloušťka buněčné stěny přibližně rovna

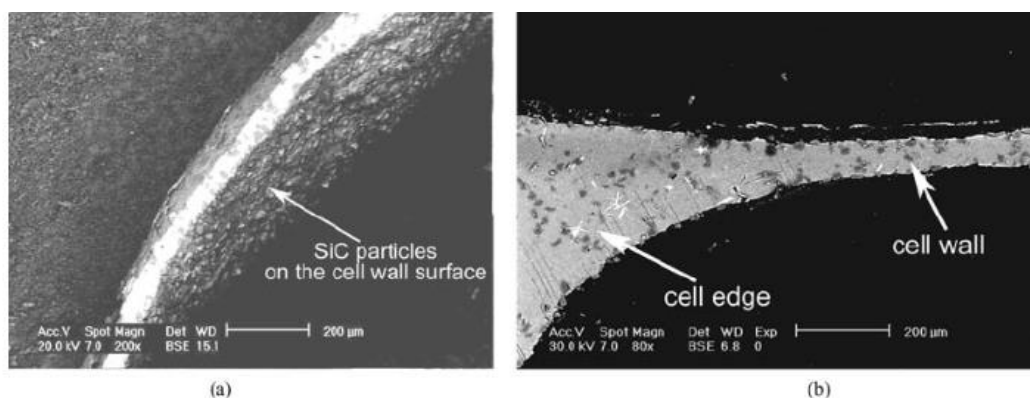
průměru částic. Efekt částic závisí na jejich kontaktním jejich úhlu  $\Theta$  s tekutinou a také závisí na tvaru částic. Na obr. 3.14 naznačen vliv sférických částic.



Obr. 3.14 Schéma vlivu kontaktního úhlu na efektivní přemostování částic, a) podmínka stabilita je pro  $\theta \leq 90^\circ$ ; b) podmínka nestability je  $\theta > 90^\circ$ , podle IPA [33]

DIPPENAAR [34] jako jeden z prvních systematicky zkoumal vliv kontaktního úhlu a tvaru částic na stabilizační potenciál pěny. Sférické částice s  $\theta \geq 90^\circ$  stabilizují stěny pěn (někdy jsou v literatuře označovány jako filmy), zatímco podmínka pro částice  $\theta > 90^\circ$  urychlují rozpad pěny. Jak uvádí KÖRNER [1], důvodem pro stabilizaci je kapilární tlak, který nasává taveninu na částici. Destabilizace vyplývá z konvexního zakřivení povrchu, které odstraňuje taveninu z částice. Nekulové částice se speciálními tvary mohou vést až k prasknutí filmu i při podmínce  $\theta \leq 90^\circ$ . Proto při výrobě kovové pěny je důležité sledovat chování taveniny v souvislosti s jejím smáčením částic v kombinaci s tvarem částic.

Vysoká hodnota viskozity zpomaluje tvorbu buněčné stěny, viz rovnice (3.42), má tak pozitivní vliv na životnost pěny. Výzkumy [40] ukázaly, že úzce spolu souvisí stabilizace kovové pěny a vysoká viskozita taveniny. Toto zjištění bylo podpořeno experimentálními pozorováními, např. během výroby pěny Alporas [36] se přidává do hliníkové taveniny vápník a tavenina se míchá několik minut. Tím se docílí, potřebné zvýšení viskozity, která je 3 až 4 násobkem viskozity bez stabilizačních částic (viskozita počáteční taveniny). Při tomto způsobu výroby pěny Alporas se následně přidává napěňovací činidlo, kterým je  $\text{TiH}_2$ . Kvalita výsledné kovové pěny je velmi citlivá na viskozitu taveniny [1]. Dalším příkladem jsou hliníkové pěny vyztužené částicemi SiC [41], viz obr. 3.15.



Obr. 3.15 Mikrostruktury hliníkové pěny s částicemi SiC a) povrch stěny plynové buňky; b) vnitřní partie stěny plynové buňky, bylo použito 10 hmot. % SiC; elektronový mikroskop REM, pěna byla vyrobena práškovou metalurgií, podle [41]

Vyše uvedená teorie fyzikální podstaty napěňovacího procesu se týká výroby celulárních kovových materiálů („kovových pěn“). Jak bylo v úvodu uvedeno, v současné době je více technologií pro realizaci napěňovacího procesu. Tyto pěny se vyrábí např. přiváděním plynu do kompozitní taveniny, která po jejím ztuhnutí tvoří kovovou matici celulárního materiálu. Velikost použitých částic, které pozitivně ovlivňují viskozitu taveniny, se pohybuje od 5 do 20  $\mu\text{m}$ . Pokud je objem stabilizačních částic příliš nízký, přiváděný plyn do taveniny vytvoří v tavenině bubliny, které vystupují na hladinu taveniny, kde však zaniknou. Stabilita vyráběné kovové pěny se zachovává, pokud je objemový obsah stabilizačních částic SiC vyhovující. Vyhovující obsah částic příznivě ovlivňuje viskozitu taveniny, která musí být dostatečně vysoká. Při přímém napěňování taveniny (např. metoda Metcomb) se používá cca množství stabilizačního činidla SiC od 10 do 20 objem. %. Při výrobě kovových pěn metodou práškové metalurgie (PM) se také používá množství stabilizačních částic, s výhodou 10 až 20 hmot. % při aplikaci SiC.

## 4. NAPĚŇOVACÍ ČINIDLA PRO VÝROBU CELULÁRNÍCH KOVOVÝCH MATERIÁLŮ

V této kapitole jsou uvedeny napěňovací činidla, která se používají pro výrobu celulárních kovových materiálů. V této souvislosti je nutné upozornit, že existují různé metody výroby celulárních kovových materiálů, jak je patrné např. z tabulky 1-2. Zdrojem plynu pro výrobu těchto materiálů je buď plyn z externího zdroje, rozpuštěný plyn v tavenině a nebo plyn získaný rozkladem napěňovacího činidla.

Obecně je známo, že čisté kapaliny, resp. taveniny kovů nepění. Nezbytným předpokladem pro vývoj a výrobu pěny je nutný plyn, který lze např. získat přítomností napěňovacího (pěnícího) činidla. Obecně mohou být napěňovacími činidly specifické adsorbované kationty nebo anionty z anorganických solí, polymerů, a dalších částic, které mohou často způsobit napěnění i při extrémně nízkých koncentracích, jak uvádí KÖRNER [1] na základě výzkumů Pugh.

Z hlediska termodynamického pohledu jsou pěny předurčeny k dosažení vysoké mezifázové volné energie, ale současně jsou také náchylné k malé stabilitě a jejich rozkladu. Podle [1] jsou rozlišovány dvě různé třídy pěn s ohledem na kinetiku a základní mechanismy:

*Nestabilní nebo přechodné pěny* s nízkou trvanlivostí v sekundách. V tomto případě povrchově aktivní látky zpomalují napěňovací proces a slabě zabraňují prasknutí filmu mezi taveninou a plynovou bublinou. Jak bylo již výše uvedeno, předpokládá se, že napěňování taveniny je výsledkem Gibbsova-Marangoniho efektu (kapitola 4.3.1. KÖRNER [1]), kde je buněčná stěna stabilizována během ztenčování vlivem materiálu směrem k oslabené oblasti v důsledku místního zvýšení povrchového napětí taveniny. Tok je v podstatě odezva na gradient povrchového napětí taveniny. V důsledku viskózního toku může nést značné množství podkladové kapaliny, resp. taveniny spolu s ním tak, že obnoví tloušťku stěn pěny.

*Stálé nebo metastabilní pěny* vykazují teoretickou trvanlivost hodin až dnů. V těchto systémech jsou časy ztenčování buněčné stěny relativně krátké, ve srovnání s jejich životností. Stabilita je řízena rovnováhou mezifázových sil. Tyto síly se vyrovnávají až po dokončeném tuhnutí taveniny.

Nezbytné pro úspěch procesu napěňování (integrálního pění) vyráběného celulárního kovového systému, resp. materiálu je dostupnost a použití vhodného napěňovacího činidla (nadouvadla), které by mělo vykazovat následující vlastnosti:

- **vysoký rovnovážný disociační tlak**, tlak plynu pro vyráběnou „pěnu“ (pěnový tlak) stoupá s rovnovážným tlakem nadouvadla (nadouvadla).
- **vysokou účinnost napěňování**, tím je potřeba menší množství napěňovacího činidla, které má být použito pro napěňovací proces taveniny kovu.
- **vysokou hodnotu kinetiky rychlého rozkladu**, kinetika rozkladu určuje účinnost napěňovacího činidla.
- **nesmí mít škodlivý účinek na použitou slitinu**, přidání napěňovacího činidla nesmí ovlivňovat složení slitiny. Je třeba se vyvarovat prvků, které by mohly vést k degradaci slitiny nebo k problémům při recyklaci kovového výrobku.

V tabulce 4-1 je uveden přehled napěňovacích činidel pro výrobu celulárních kovových materiálů.

Tabulka 4-1 Napěňovací činidla pro výrobu celulárních kovových systémů, podle KOIZUMI [5]

<i>Napěňovací činidla pro výrobu kovových „pěn“</i>				
<b>Napěňovací činidla</b>	<b>Vzorec</b>	<b>Rozměr částice [μm]</b>	<b>Plyn</b>	<b>Rovnice vzniku plynu</b>
<b>Hydrid titanu</b>	TiH <sub>2</sub>	26	H <sub>2</sub>	TiH <sub>2</sub> → Ti + H <sub>2</sub>
<b>Hydrid hořčíku</b>	MgH <sub>2</sub>	10	H <sub>2</sub>	MgH <sub>2</sub> → Mg + H <sub>2</sub>
<b>Hydroxid magnezia</b>	Mg(OH) <sub>2</sub>	7.4	H <sub>2</sub> O	Mg(OH) <sub>2</sub> → MgO + H <sub>2</sub> O
<b>Hydroxid uhličitanu hořečnatého</b>	4MgCO <sub>3</sub> ·Mg(OH) <sub>2</sub> · 5H <sub>2</sub> O	11	H <sub>2</sub> O CO <sub>2</sub>	4MgCO <sub>3</sub> ·Mg(OH) <sub>2</sub> ·5H <sub>2</sub> O → 6H <sub>2</sub> O + CO <sub>2</sub> + 5 MgCO
<b>Hydrid vápníku</b>	CaH <sub>2</sub>	10	H <sub>2</sub>	CaH <sub>2</sub> → Ca + H <sub>2</sub>
<b>Hydrid zirkonia</b>	ZrH <sub>2</sub>	20	H <sub>2</sub>	ZrH <sub>2</sub> → Zr + H <sub>2</sub>
<b>Uhličitan hořečnatý</b>	MgCO <sub>3</sub>	11	CO <sub>2</sub>	MgCO <sub>3</sub> → MgO + CO <sub>2</sub>
<b>Dolomit</b>	CaMg(CO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub>	15	CO <sub>2</sub> CO <sub>2</sub>	CaMg(CO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> → CaCO <sub>3</sub> + MgO + CO <sub>2</sub> CaCO <sub>3</sub> → CaO + CO <sub>2</sub>
<b>Uhličitan vápenatý</b>	CaCO <sub>3</sub>	13.5	CO <sub>2</sub>	CaCO <sub>3</sub> → CaO + CO <sub>2</sub>

Pro výrobu celulárních kovových systémů (resp. hliníkových pěn) bylo testováno mnoho napěňovacích činidel na bázi kovů: TiH<sub>2</sub>, SrH<sub>2</sub>, MgH<sub>2</sub>, CaCO<sub>3</sub> [7],[8],[9]. Např. hydrid titanu, TiH<sub>2</sub>, vykazuje teplotu rozkladu, která je blízká teplotě tavení slitin hliníku. Hydrid titanu TiH<sub>2</sub> není vždy vhodný pro proces naplyňování z důvodu příliš nízké kinetiky rozkladu při teplotách tavení některých slitin hliníku, [12]. Někdy pro tyto účely je vhodnější použít napěňovací činidla, jako je hydrid hořčíku MgH<sub>2</sub>. Detailní termodynamika a kinetika rozkladu MgH<sub>2</sub> je uvedena v publikaci BINKS, [6]. Termodynamika poskytuje informace o dosažitelném pěnivém tlaku, zatímco kinetika určuje rychlostní poměry a časovou závislost rozkladu napěňovacího činidla. V tabulce 4-2 jsou uvedeny některé důležité údaje o napěňovacím procesu.

Tabulka 4-2 Vlastnosti různých hydridů [13]

<i>Vybrané vlastnosti hydridů pro výrobu kovových „pěn“</i>			
<b>Vodík, název hydridu</b>	<b>Hustota [g·cm<sup>-3</sup>]</b>	<b>Vodík [hmot. %]</b>	<b>Objemová hmotnost vodíku [atomy H·cm<sup>-3</sup>·10<sup>22</sup>]</b>
<b>H<sub>2</sub>, liquid (20 K)</b>	0,071	100	4,2
<b>MgH<sub>2</sub></b>	1,40	7,6	6,7
<b>TiH<sub>2</sub></b>	3,80	4,0	9,1

Problematikou napěňovacích činidel se zabýval MATIJASEVIC [2]. Došel k závěru, že hliníkové pěny vyrobené na základě technologie rozkladu prášků napěňovacích činidel mají obvykle nerovnoměrné buňky, což může vést k nižším mechanickým



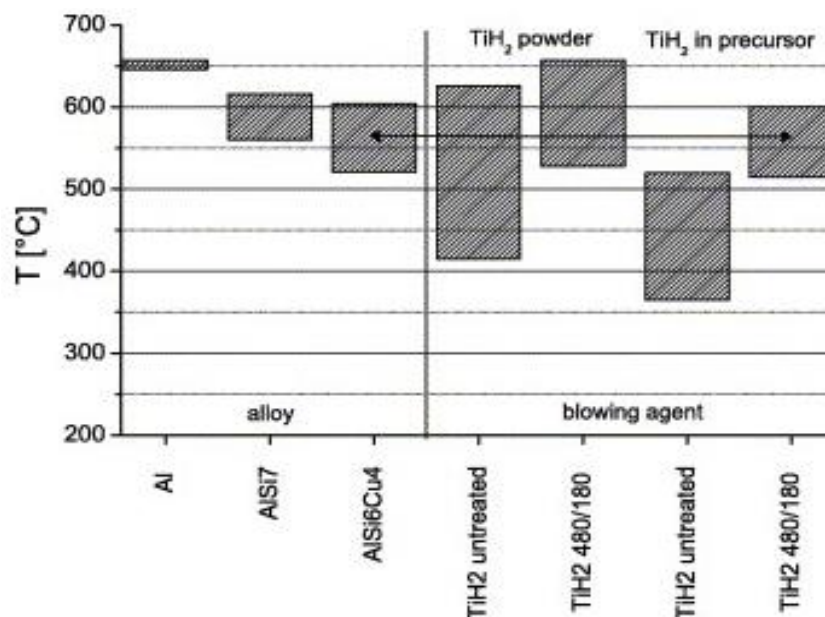
vlastnostem těchto celulárních materiálů. Důvodem mohou být tepelné, resp. teplotní gradienty během napěňovacího procesu. Tyto teploty zase nejsou výhodné pro tavení a zpracování taveniny příslušného kovu, resp slitiny kovu. Při výrobě pěny je také snaha o zlepšení homogenity velikosti buněk hliníkových pěn. V této souvislosti je také snaha o přizpůsobení selektivní oxidace napěňovacího činidla (např. hydridu titanu -  $TiH_2$ ), která ovlivňuje vznik rovnoměrnější velikosti buněk hliníkových pěn. Bylo zjištěno [2], že rovnoměrnost distribuce velikosti buněk je zlepšena (jednotlivé stěny buněk jsou hladší a méně vlnité), když před výrobou pěny je napěňovací činidlo tepelně zpracováno. Na obr. 4.1 jsou uvedeny podle [2], teploty upravující pěnivý proces kovů. Levá část obrázku znázorňuje rozmezí mezi solidus a liquidus pro tři komerční používaných materiálů na bázi hliníku [3], [4] (čistý hliník,  $AlSi7$  a  $AlSi6Cu4$ ). Pravá část obrázku znázorňuje rozsah teplot mezi nástupem a maximem uvolňování vodíku z prášku  $TiH_2$  a z prekursoru (obsahuje čistý  $Al$  a  $TiH_2$ ). Dále jsou uvedeny hodnoty předem ošetřovaného napěňovacího činidla  $TiH_2$  (zahřátého na teplotu  $480\text{ }^\circ\text{C}$  po dobu 180 min, při konstantní rychlosti ohřevu  $10\text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$ ). Tato data byla odvozena na základě experimentů [2]. Podle [2], existuje mnoho faktorů, které ovlivňují výrobu hliníkové pěny. Rozhodujícím je použití *vhodného napěňovacího činidla*, které při určité teplotě uvolňuje plyn, aby se zajistila jeho vysoká expanze a tím vytvoření rovnoměrné pórovitosti pěny.

Dlouhodobým používáním  $TiH_2$  na vzduchu při určité teplotě a po určitou dobu bylo zjištěno:

- nástup vzniku pěny se zpožďuje předběžnou tepelnou úpravou  $TiH_2$ . V současné konfiguraci může být zpoždění až 45 s, což odpovídá teplotnímu rozdílu 45 K;
- dosažení daného objemu pěny trvá déle;
- konečná expanze pěny se zvyšuje. Byla zjištěna bublinatost  $\eta = 4,5$  až  $5,5$ ; rovnoměrnost vytvořené pěny (póry byly rovnoměrnější a buněčné stěny hladší).

Význam napěňovacího činidla při jeho přimíchávání do taveniny je spojen s odlišným výrobním postupem výroby hliníkových pěn, který vynalezla japonská společnost Shinko Wire Company (patentováno v 1986 pod názvem Alporas®). Celý proces probíhá v pecích a skládá se z několika částí.

V první fázi výroby se do roztaveného hliníku o teplotě  $670$  až  $690\text{ }^\circ\text{C}$  přidává 1 až 2 hmotnostní % pevných částic vápníku (popř. mangan), který začne rychle oxidovat a tak vytvářet jemné rozptýlené částice v tavenině vznikajících chemických sloučenin ( $CaO$ ,  $CaAl_2O_4$  a  $Al_4Ca$ ), aby došlo k zhuštění taveniny hliníku a tím i ke zvýšení její viskozity. Teprve do takto připravené taveniny se dále přimíchá napěňovací činidlo,  $TiH_2$  v množství 1 až 2 hmot % (o velikosti částic 5 až  $20\text{ }\mu\text{m}$ ), které vytvoří malé bubliny. Správný průběh procesu je zajištěn dodržáním dané teploty, tlaku a času.



*TiH<sub>2</sub> powder – TiH<sub>2</sub> prášek, TiH<sub>2</sub> in precursor – TiH<sub>2</sub> v prekurzoru (polotovaru), alloy – slitina, blowing agent – napěňovací činidlo*

*Obr. 4.1 Teploty procesu; vlevo – teploty tání vybraných kovů; vpravo – teploty prášku TiH<sub>2</sub> a teploty TiH<sub>2</sub> v prekurzoru, [2]*

Rozpuštění hydridu titanu obvykle trvá okolo 10 minut. Tavenina musí být připravena pro přisypání práškového napěňovacího činidla. Když je proces napěňování (pěnění) dokončen, musí tavenina správně a rovnoměrně tuhnout, jinak začne unikat vodík z pórů a nastane nestabilita pěny. Následným ochlazením získáme celulární hliník.

V závislosti na účelu použití, firma *Alporas* vyrábí většinou kovové „pěny“ s uzavřenými buňkami. Velikost buněk lze měnit od 0,5 do 5 mm, v závislosti na změně obsahu TiH<sub>2</sub> nebo doby napěňování a ochlazování taveniny (produkty jsou dílce napěněného hliníku o rozměrech 2400 × 700 × 450 mm). Měrná hmotnost vyrobené hliníkové pěny může být jen 200 až 250 kg·m<sup>-3</sup>. Rozptyl mechanických vlastností udávaných výrobcem je poměrně malý a i to je důkazem rovnoměrně rozložené struktury materiálu. Rozřezáváním velkých dílců se určitým způsobem ztrácí jejich povrchová celistvost a tím i jejich pevnost v tahu. Při řezání dochází k rychlému opotřebení rezných nástrojů. Celulární materiál *Alporas* je i těžko recyklovatelný materiál, protože obsahuje relativně velké množství vápníku.

#### 4.1 Charakteristika hydridu titanu (titanium hydride)

*Hydrid titanu (TiH<sub>2</sub>)* je chemická sloučenina titanu a vodíku. Hydrid je vysoce reaktivní a musí se udržovat mimo dosah tepla a silných oxidantů. Hydrid titanu se obvykle vztahuje na anorganickou sloučeninu TiH<sub>2</sub> a příbuzné nestechiometrické materiály, [14] [15]. Je komerčně dostupný jako stabilní šedo-černý prášek, který se používá především v pyrotechnice, [16], při výrobě kovových pěn, i v dalších oborech. Při zahřátí hydridu titanu, což se aplikuje např. v práškové

metalurgii, uvolňuje hydrid titanu vodík, který naplyňuje a tím napěňuje kovovou slitinu, [16]. Hydrid titanu ( $\text{TiH}_2$ ), nejčastěji komerčně používané napěňovací činidlo, se rozkládá na titan a plynný vodík při teplotách nad  $400\text{ }^\circ\text{C}$ .

*Tepelný rozklad hydridu titanu:*



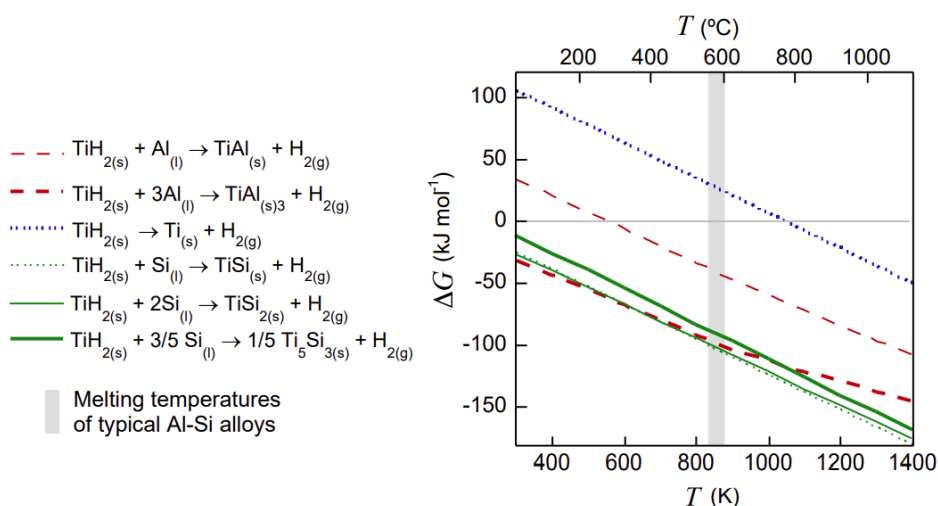
$$\Delta G^0_T = 453 - 0.58 T, [\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}], \quad (4.2)$$

kde značí:  $\Delta G^0_T$  – změnu Gibbsovy energie [ $\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ ];  $T$  – teplotu [K].

Změna Gibbsovy neboli volné energie  $\Delta G^0_T$  pro reakci (4.1) je znázorněna jako funkce teploty, viz obr. 4.2. Na obr. 4.2 se předpokládá, že všechny prvky jsou ve svém standardním stavu, přičemž plyny vznikají za atmosférického tlaku, což pomáhá charakterizovat situaci uvnitř buněk v kapalně pěně.

Přímý rozklad  $\text{TiH}_2$  v atmosféře plynného vodíku tak probíhá při  $\sim 750\text{ }^\circ\text{C}$ . V praxi dochází k rychlé tvorbě pěny s  $\text{TiH}_2$  při nižších teplotách a na rozhraní mezi částicemi  $\text{TiH}_2$  a taveninou vznikají intermetalické sloučeniny  $\text{TiAl}$  a  $\text{TiAl}_3$ . Jak uvádí CURRAN [41], probíhají i další reakce.

Změna Gibbsovy energie ( $\Delta G$ ) pro několik možných alternativních reakcí mezi částicemi pěnícího činidla a složkami taveniny je také znázorněna na obr. 4.2, za předpokladu jednotkové aktivity Al a Si. Na obr. 4.3 je hydrid titanu a schéma jeho krystalické buňky.



Obr. 4.2 Změna Gibbsovy energie pro  $G$  pro tepelný rozklad  $\text{TiH}_2$ , rovnice (4.1) a pro několik možných reakcí  $\text{TiH}_2$  vyvíjejících plyn v tavenině slitiny Al-Si (počítáno s údaji z odkazu [48], všechny složky mají jednotkovou aktivitu a  $p_{\text{H}_2} = 1\text{ atm}$ , [41])

V komerčním způsobu výroby nestechiometrického  $\text{TiH}_{(2-x)}$  se houba z titanového kovu zpracovává plynným vodíkem při atmosférickém tlaku ( $0,1\text{ MPa}$ ) při teplotě  $300$  až  $500\text{ }^\circ\text{C}$ . Absorpce vodíku je exotermní a rychlá a mění barvu šedé/černé houby. Křehký produkt je rozemletý na prášek, který má složení kolem  $\text{TiH}_{1.95}$  [3]. V laboratoři se vyrábí hydrid titanu zahříváním titanového prášku pod tekoucím vodíkem při  $700\text{ }^\circ\text{C}$ , přičemž idealizovaná rovnice podle [16] je:  $\text{Ti} + \text{H}_2 \rightarrow \text{TiH}_2$ .

Jiné způsoby výroby hydridu titanu zahrnují elektrochemické a kulové mletí [5] [6].



Obr. 4.3 Hydrid titanu, velmi reaktivní chemická sloučenina (teplota tání 450 °C, hustota = 3760 kg·m<sup>-3</sup>, molární hmotnost 49,91 g·mol<sup>-1</sup>), kubická krystalická mřížka FCC TiH<sub>2</sub> s tetrahedrickým uložením atomů vodíku [20]

Také existuje TiH<sub>1.95</sub>, který není vodou a vzduchem, pomalu je napadán silnými kyselinami a je degradován fluorovodíkem a horkými kyselinami síry. Rychle reaguje s oxidačními činidly, tato reaktivita vede k použití hydridu titanu v pyrotechnice, [16].

V obecném případě je možno se zabývat TiH<sub>x</sub>. Když se TiH<sub>x</sub> blíží stechiometrii, vykazuje zkreslenou tetragonální strukturu, která je označována jako ε – fáze. Tato kompozice je velmi nestabilní z hlediska částečného tepelného rozkladu, pokud není udržována pod čistou vodíkovou atmosférou. Jinak se kompozice rychle rozkládá při pokojové teplotě, dokud nedosáhne přibližného složení TiH<sub>1.74</sub>. Tato kompozice přijímá fluoritovou strukturu a je označena jako δ - fáze a jen velmi pomalu se tepelně rozkládá při teplotě místnosti, dokud nedosáhne přibližného složení TiH<sub>1.47</sub>.

Dihydrid titanu byl zkoumán, fáze α (α-titanium) má při pokojové teplotě šesterečnou krystalickou mřížku (HCP). Vodík zpočátku zaujímá v titanu tetraedrální intersticiální místa. Když se poměr H/Ti přiblíží 2, hydrid titanu přejde ve fázi β s krychlovou krystalickou mřížkou (FCC). Ve fázi δ, atomy vodíku nakonec vyplní všechna tetraedrální místa, aby se dosáhlo omezující stechiometrie TiH<sub>2</sub>. Různé fáze hydridu titanu jsou popsány v tabulce 4-3.

Tabulka 4-3 Charakteristika fází hydridu titanu [20]

<i>Charakteristika hydridu titanu při teplotě 500 °C</i>				
Fáze	Vodík [hmot. %]	Vodík [atom. %]	TiH <sub>x</sub>	Typ krystalové buňky
<b>Alfa (α)</b>	0 až 0,2	0 až 8	-	HCP
<b>Alfa a beta (α+β)</b>	0,2 až 1,1	8 až 34	TiH <sub>0,1</sub> až TiH <sub>0,5</sub>	-
<b>Beta (β)</b>	1,1 až 1,8	34 až 47	TiH <sub>0,5</sub> až TiH <sub>0,9</sub>	BCC
<b>Beta a delta (β+δ)</b>	1,8 až 2,5	47 až 57	TiH <sub>0,9</sub> až TiH <sub>1,32</sub>	-
<b>Delta (δ)</b>	2,7 až 4,1	57 až 67	TiH <sub>1,3</sub> až TiH <sub>2</sub>	FCC

Když hydrid titanu obsahuje 4,0 % vodíku při teplotě nižší než 40 °C, pak se transformuje na tetragonální krystalovou mřížku (BCT) nazvanou ε titan, [20].

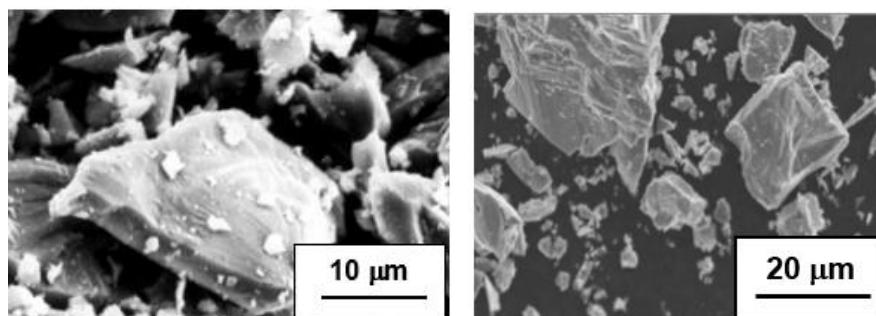
Když se hydridy titanu s méně než 1,3 % vodíku (známý jako hypereutektoidní hydrid titanu), ochladí,  $\varphi$  - titanová fáze se transformuje zpět do fáze  $\alpha$  - titanu, což vede k přebytku vodíku.

Prášek napěňovacího činidla  $\text{TiH}_2$  pro výrobu celulárních kovových systémů (kovových „pěn“) dodává např. Chemetall GmbH, Frankfurt, čistota činí 99 %. Fyzikální a chemické vlastnosti spolu s průměrnou velikostí částic prášku jsou uvedeny v tabulce 4-4.

Tabulka 4-4 Fyzikální a chemické vlastnosti spolu s průměrnou velikostí částic prášku  $\text{TiH}_2$ .

<i>Fyzikální a chemické vlastnosti a průměrná velikost částic prášku <math>\text{TiH}_2</math></i>						
<b>Hustota</b> [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ]	<b>Chemická analýza</b> [%]	<b>Barva</b>	<b>Teplota rozkladu</b> [ $^{\circ}\text{C}$ ]	<b>Distribuce velikosti částic [<math>\mu\text{m}</math>]</b>		
				D (v. 90)	D (v. 50)	D (v. 10)
3760	98,8	šedá	400	30,79	14,14	3.18

Na obr. 4.4 je vzhled (morfologie) prášku  $\text{TiH}_2$ , která byla získaná pomocí skenovacího elektronového mikroskopu (SEM). Z tohoto obrázku je patrná úhlová morfologie částic prášku, velikost částic je variabilní a povrch prášku je nepravidelný.



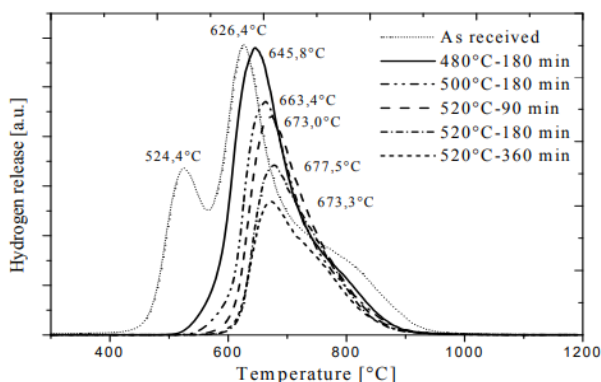
Obr. 4.4 Vzhled částic prášku  $\text{TiH}_2$  (elektronový skenovací mikroskop), [31]

Pro výzkumné účely a technické aplikace předpřipraveného prášku  $\text{TiH}_2$  byl prováděn jeho izotermicky ohřev na vzduchu při různých podmínkách teplot a časů ohřevu (teploty: 480  $^{\circ}\text{C}$ , 500  $^{\circ}\text{C}$ , 520  $^{\circ}\text{C}$ ; časy: 90, 180 a 360 minut). Pro pozorování na transmisním elektronovém mikroskopu (TEM) a pomocí difrakce se prášky lisovaly za studena na malé tablety o průměru 6 mm a pak se tepelně zpracovávaly na vzduchu, viz obr. 4.5. Křivky na obr. 4.5 odpovídají  $\text{TiH}_2$  nebo sub-stechiometrické sloučenině  $\text{TiH}_x$ .

Takto zpracovaný práškový hydrid titanu vykazuje dva píky rozkladu. Uvolňování plynu začíná již při teplotě 400  $^{\circ}\text{C}$ . Tepelné ošetření při teplotě 480  $^{\circ}\text{C}$  po dobu 180 minut zcela eliminuje první stupeň rozkladu a zvyšuje teplotu, při které dochází k maximálnímu uvolňování plynu. Rozkladu  $\text{TiH}_2$  je bráněno v důsledku pomalé difúze vodíku oxidovou vrstvou. Delší ošetření až do 360 minut nebo ošetření při vyšších teplotách až do 520  $^{\circ}\text{C}$  posunují polohu píků ještě k vyšším teplotám. Praktické



aplikace ukázaly, že vhodným výběrem parametrů tepelného zpracování je možno přizpůsobit vlastnosti rozkladu napěňovacího činidla –  $\text{TiH}_2$ .

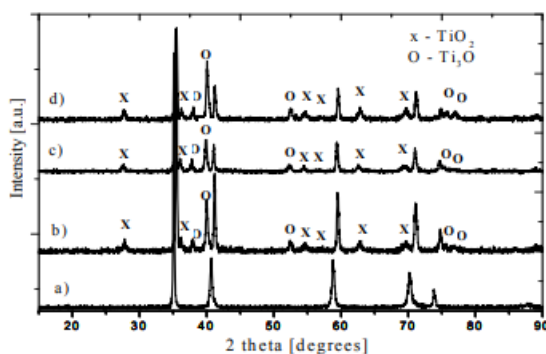


Obr. 4.5 Hmotnostní spektrometrie vzorku prášků  $\text{TiH}_2$  při tepelné předpřípravě při různých podmínkách ohřevu v atmosféře argonu, rychlost ohřevu  $10 \text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$  [31]

Křivky XRD vzorků  $\text{TiH}_2$  zpracované na vzduchu při teplotě  $520 \text{ }^\circ\text{C}$  po dobu 90, 180 a 360 minut jsou na obr. 4.6. Z práškových difrakčních souborů prášků bylo sledováno fázové složení jako je  $\text{TiH}_{1.924}$  s krystalovou strukturou FCC, byl identifikován prášek  $\text{TiH}_2$  s krystalickou mřížkou ( $a = 4,45 \cdot 10^{-10} \text{ m}$ ). Po ohřevu na vzduchu jsou vrcholy posunuty do větších úhlů, které indikují ztrátu vodíku.

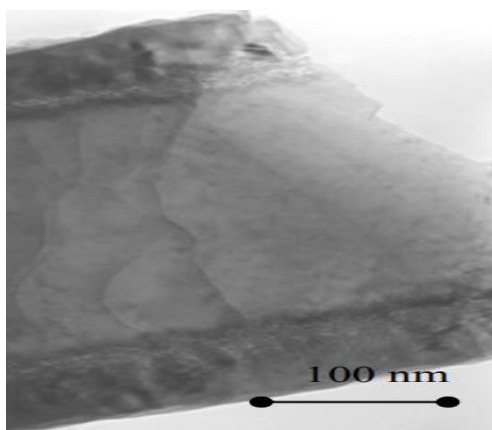
V důsledku oxidace vzniká  $\text{Ti}_3\text{O}$  a  $\text{TiO}_2$  (oxid titaničitý – rutil), které se vyznačují hexagonální a tetragonální krystalovou strukturou.

Během tepelné před přípravy prášku  $\text{TiH}_2$  na vzduchu byly pozorovány i změny jeho barvy. Zpočátku tmavě šedý prášek zmodral při teplotě  $480 \text{ }^\circ\text{C}$ . Dále zčernal při teplotě  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  a světle hnědou barvu vykazoval při teplotě  $520 \text{ }^\circ\text{C}$  a nad touto teplotou měl tmavě hnědou barvu. Zbarvení prášku ukazuje, že oxidační proces probíhá na povrchu prášku, kde se vytváří povrchový oxid. Složení, množství a tloušťka oxidačních produktů jsou citlivé na způsob a rychlost ohřevu, na časovou prodlevu při udržování teploty na příslušné výši. Oxidační vrstva na povrchu prášku  $\text{TiH}_2$  je cca  $100 \text{ nm}$ , viz obr. 4.7.



a) ohřev na vzduchu při teplotě  $520 \text{ }^\circ\text{C}$ , b) ohřev na vzduchu  $520 \text{ }^\circ\text{C}$ , setrvání 90 min; c) ohřev na vzduchu  $520 \text{ }^\circ\text{C}$ , setrvání 360 min.

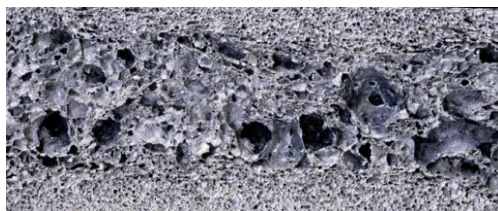
Obr. 4.6 Křivky XRD pro vzorky prášku  $\text{TiH}_2$ , které byly zahřívány na vzduchu při teplotě  $520 \text{ }^\circ\text{C}$  na různých časových prodlev [31]



Obr. 4.7 Oxidační vrstva tloušťky 100 nm na povrchu částice  $TiH_2$  [31]

Při vzniku  $TiO_2$  zůstalo množství oxidů konstantní, zatímco koncentrace vodíku značně vzrostla. Struktura hydridu titanu se na vyšších teplotách změnila na  $\beta$ -fázi díky ztrátě původního množství vodíku. Po ochlazení vzorku „ $TiH_2$ “ je vzorek tvořen směsí  $\alpha$ -Ti a  $\delta$ - $TiH_{1,5}$ . Měření byla prováděna „na místě“ (in-situ). Výhodou měření je možnost přesně sledovat fázový přechod s použitím pouze jednoho vzorku pro celý rozsah teploty.

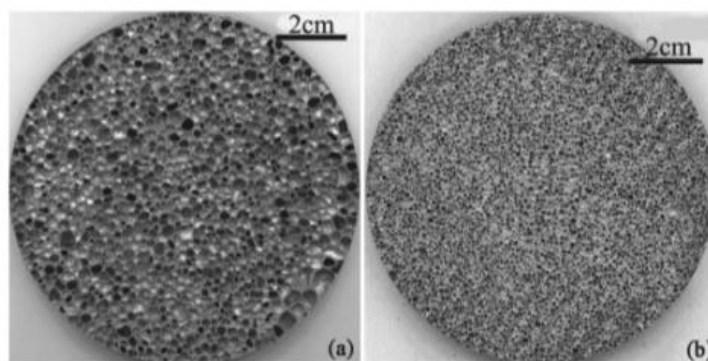
Působení hydridu titanu v hliníku je zřejmé z obr. 4.8. Zde je řez vzorkem napěněného hliníku  $\varnothing 110 \times 300$  mm, teplota zplynění  $TiH_2$  je 993 K (720 °C), teplota tavení hliníku je 660 °C. Hmotnost takto napěněného Al je 1000 g, přídavek hydridu titanu je 1,0 hmot. %, přídavek Ca 2,0 % hmot. Bylo vyrobeno speciálním způsobem, bylo mícháno, 1000 ot.min<sup>-1</sup>, doba míchání 20 s a doba napěňování byla 10 s.



Obr. 4.8 Řez vzorkem napěněného hliníku  $\varnothing 110 \times 300$  mm, teplota tavení Al (660 °C), zplynění  $TiH_2$  je 993 K (720 °C), YANG [24]

Napěňovací proces byl také sledován YANGEM [24], který použil teplotu napěňovacího procesu 940 K, množství napěňovacího činidla 1,0 hmot. %, míchání taveniny s napěňovacím činidlem trvalo 30 až 80 s. Bylo použito speciální míchací zařízení pracující s rychlostí 1000 ot.min<sup>-1</sup>. Porozita získané hliníkové „pěny“ činila přibližně 55,0 %. Bylo prokázáno, že pokud se množství póru (buněk) pěny zvyšuje, velikost stěn buněk pěny klesá. Při době vmíchávání napěňovacího činidla do taveniny 40 s byla vytvořena pěna s relativní velikostí buněk ( $D$  je cca 4 mm) a vysokou porézností ( $P = 88,8$  %), jak je znázorněno na obr. 4.9 (a). Zatímco při vmíchávání napěňovacího činidla 80 s, bylo sledováno zpomalení napěňovacího procesu, což přispívá ke vzniku malých buněk pěny o jejich velikosti ( $D < 1$  mm) a nízkou pórovitostí  $P = 65,2$  %, jak dokládá obr. 4.9 (b).

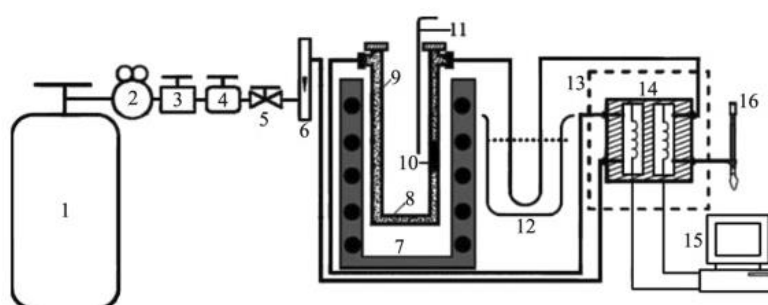




Obr. 4.9 Řez dvěma hliníkovými pěny s různou strukturou pórů, doba napěňování 150 s, (a) – doba vmíchávání napěňovacího činidla byla 40 s; (b) doba vmíchávání napěňovacího činidla byla 80 s, [24]

Pórovitosti vzorků na obr. 4.9 a) je 88,8 % a 4.9 b) je 65,3 %. Velikost pórů vzorků (a) je cca 4 mm a u vzorku (b) je <1 mm. Při výrobě je teplota napěňovacího procesu 940 K, (tj. 667 °C, mírně nad teplotou tání hliníku). Použité množství napěňovacího činidla  $TiH_2$  bylo 1,0 hmot. %, množství Ca byly 2,0 hmot. %.

Plyn uvolněný z rozkladu hydridu titanu je jedním z klíčových faktorů ovlivňujících proces napěňování slitiny Al. V rámci výzkumu byla získána sada rozkladných kinetických rovnic hydridu titanu oddělením spektra teplotně naprogramovaného rozkladu (TPD), které bylo získáno speciálně navrženým zařízením TPD, viz jeho schéma na obr. 4.10, s argonem použitým jako nosičový plyn a buňka pro tepelnou vodivost jako detektor. Podle těchto rovnic jsou kvantitativně popsány charakteristiky rozkladu a uvolňování vodíku z hydridu titanu při fixní teplotě (400 °C) a zvýšené teplotě, které lze aplikovat pro předpovídání napěňování tavením slitin Al a poskytnutí teoretického základu pro výrobu trojrozměrného tvaru „pěny“ Al slitiny.



(1) je argonová nádrž, (2) redukční ventil, (3) speciální ventil, (4) regulační ventil, (5) (9) křemenný písek, (10) hydrid titanu, (11) termočlánek, (12) chladicí past, (13) pouzdro, (14) buňka pro tepelnou vodivost, (15) pracoviště-počítačovou stanici a (16) průtokoměr média.

Průtok argonu je 1 → 2 → 3 → 4 → 5 → 6 → 14 → 8 → 12 → 14 → 16

Obr. 4.10 Schematické znázornění teplotně naprogramovaného zařízení pro sledování rozkladu  $TiH_2$ , [24]

## 4.2 Charakteristika hydridu zirkonia ZrH<sub>2</sub>

**Hydrid zirkonia** (ZrH<sub>2</sub>) je chemická sloučenina, vznikající kombinací zirkonia a vodíku. Hydridy zirkonia se tvoří při interakci kovu s vodíkovým plynem. Změna množství vodíku a forma jeho přítomnosti v hydridu zirkonia (vysrážená fáze) kontroluje vlastnosti, jako je tvrdost, tažnost a pevnost v tahu výsledného hydridu zirkonia. Hydrid zirkonia se zvýšeným obsahem vodíku může být tvrdší a silnější než zirkon, ale takový hydrid zirkoničitý je také méně tvárný než zirkonium.

Zatímco tato reakce nastává dokonce i při pokojové teplotě, homogenní objemová hydrogenace se obvykle dosahuje žíháním při teplotách 400 až 600 °C po dobu mezi několika hodinami a několika týdny, [25]. Při pokojové teplotě se hydráty zirkonia rychle oxidují na vzduchu a dokonce i ve vysokém vakuu. Hydridy zirkonia jsou rozpustné v kyselině fluorovodíkové nebo v alkoholu; reagují násilně s vodou, kyselinami, oxidačními činidly nebo halogenovanými sloučeninami, [26].

Jako čistý prášek se používají hydridy zirkonia jako hydrogenační katalyzátory, prášková metalurgie a jako katalyzátory ve výrobě vakuových trubek.

Hydrid zirkonia se používá v práškové metalurgii, kde plyn plní funkci hydrogenačního katalyzátoru a redukčního činidla. Dále se používá jako napěňovací činidlo (prostředek) při výrobě kovových celulárních systémů. Jiné použití zahrnují působení jako palivo v pyrotechnických složkách, jmenovitě pyrotechnických iniciátorů.

*Tepelný rozklad hydridu zirkonia:*



$$\Delta G^0_T = 169\,000 - 134,7 \cdot T, [\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}], \quad (4.4)$$

Pro stanovení teploty rozkladu ZrH<sub>2</sub>, lze psát:  $\Delta G_T^0 = 169000 - 137,7 \cdot T = 0$ .

$T = 169000/137,7 = 1227 \text{ K}$ , tj. 954 °C.

Na obr. 4.11 je ukázka vyrobené kovové „pěny“ s použitím napěňovacích činidel ZrH<sub>2</sub> a TiH<sub>2</sub>.



*Obr. 4.11 Kovová pěna (kovový celulární systém), při jejíž výrobě bylo použito napěňovací činidlo ZrH<sub>2</sub> (vlevo); pórovitá struktura hliníkové pěny vyrobená s použitím TiH<sub>2</sub>, zobrazená plocha má rozměr 80 x 80 mm (vpravo), Univerzita Nanjing, jihovýchodní Čína*

MATIJASEVIC et al. [27], hodnotil napěňovací činidla hydridů (Ti, Zr, Hf) v rámci výroby hliníkových „pěn“ práškovou metalurgií (míchání, zhutňování směsi prášků při různých podmínkách) s následným tavením práškového prekursoru. Před zhutněním

byl  $ZrH_2$  podroben oxidačnímu zpracování, aby bylo možné přizpůsobit vlastnosti jeho tepelného rozkladu. Bylo zjištěno, že předpříprava *hydridu zirkonia* má pozitivní vliv na výrobu pěny s lepším a stejnoměrnějším rozložením buněk (pórů) pěny. Tyto výsledky potvrdily, že hydrid zirkonu je také kvalitním napěňovacím činidlem. Potenciálně je vážným konkurentem hydridu titanu, který je v současné době nejčastěji používaným napěňovacím činidlem při výrobě kovových pěn. Při použití napěňovacích činidel je snaha o získání pravidelné struktury napěněného materiálu. Také i kovové pěny s nerovnoměrnými buňkami mohou nalést zajímavé technické aplikace. Jedním z důvodů vzniku nerovnoměrné struktury buněk může být teplotní rozdíl mezi teplotou rozkladu napěňovacího činidla a teplotou tání použitého kovu (nejčastěji hliníkové slitiny). Tento rozdíl způsobuje vytváření nepravidelných, popraskaných pórů, které mají příčiny v rané expanzní etapě výroby pěny. Pro minimalizaci nesouladu teplot mezi teplotou rozkladu napěňovacího činidla a teplotou tavení příslušného kovu, může být tento rozdíl teplot snížen přidáním legujícího kovového činidla. Nebo může být příznivě ovlivněna teplota tepelného rozkladu napěňovacího činidla např. jeho tepelným ošetřením. Také MATIJASEVIC et al. [27] uvádí poznatek, že pokud se prášek napěňovacího činidla předeřívá ve vzduchu, pak na jeho povrchu vzniká oxidická vrstva (tato vrstva zpomaluje uvolňování plynu z částic napěňovacího činidla při jejich tepelném rozkladu). Tak, aby se při tepelném rozkladu např.  $TiH_2$  uvolňoval vodík ideálním způsobem, tj. během napěňovacího procesu, ale také i v okamžiku, kdy dochází k tavení příslušného kovu, [28].

V této souvislosti je třeba uvést, že pojem "hydrid" je popsán jako binární kombinace vodíku a kovu nebo co je podobné kovu) [29]. Z povahy vodíkové vazby, hydridy lze rozdělit do tří hlavních skupin (hydridy kovalentní neboli těkavé (solné), hydridy iontové a hydridy kovů). Pro napěňování se používají hydridy kovů, které také vykazují vlastnosti kovů (vysokou tepelnou vodivost, elektrický odpor, tvrdost, krystalickou strukturu, atd.). Hydridy kovů mimo jejich použití jako napěňovacího činidla mají další využití (v jaderných aplikacích chemických redukční činidla, pro deoxidaci a odsíření roztaveného materiálu slitin železa a pro použití jako vysoce energetická paliva). Je zajímavé, že hydrid zirkonia obsahuje dvakrát více atomů vodíku na jednotku objemu než kapalný vodík. Hydrid titanu, thoria a zirkonia se účinně používají jako napěňovací činidla pro výrobu kovových celulárních systémů.

Poznatky o využití  $ZrH_2$  pro výrobu kovových celulárních systémů uvádí [27]. Bylo sledováno uvolňování vodíku z prášku  $ZrH_2$  v neošetřeném stavu a po různých předběžných úpravách v argonu a na vzduchu (k tomuto účelu byl použit simultánní tepelný analyzátor Netzsch STA 409 C pro diferenciální teplotní analýzu – DTA a pro gravimetrie – TGA a hmotnostní spektrometrie - MS).

Pro tyto účely byl použit prášek  $ZrH_2$ , dodávaný společností *Chempur GmbH*, Karlsruhe, (čistota 99,7 %, < 45  $\mu m$ ). Prášek byl zkoumán v "neošetřený" stavu a po několika předběžných ošetřeních. Předběžná ošetření prášku  $ZrH_2$  bylo prováděno izotermicky, při různých teplotách (400, 480, 520  $^{\circ}C$ ) a časy (90 a 180 min), s použitím atmosféry argonu (čištěno zirkoniovým aktivním materiálem,  $10^{-12}$  ppm) uvnitř trubkové pec. Dále byla použita komorová pec s atmosférou vzduchu.

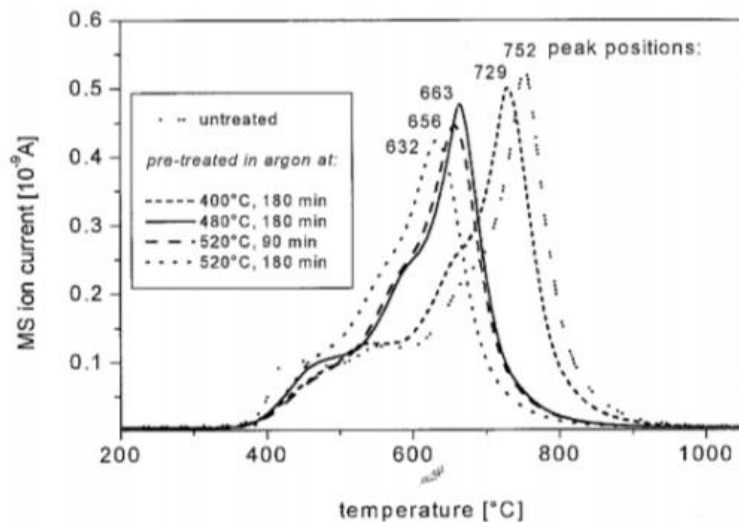
Dále byly připraveny napěňovací prekurzory smícháním prášku hliníku (Eckart, čistota 99,74 %, <160  $\mu\text{m}$ ), prášku křemíku (Olschlager, čistota 98,5 %, <100  $\mu\text{m}$ ) a prášku mědi (Chempur, čistota 99,8 %, <250  $\mu\text{m}$ ) v takovém množství, aby byla získána *slitina AlSi6Cu4* (90 hmot % Al, 6 hmot % Si a 4 hmot %). Dále byl ještě přimíchán prášek napěňovacího činidla v množství 0,5 hmot. %  $\text{ZrH}_2$ . Napěňovací činidlo bylo buď v neošetřeném stavu, nebo ve stavu po jednom ze způsobů různých předběžných úprav na vzduchu. Při práci s práškovými napěňovacími činidly je důležité dbát na důslednou přípravu a ošetření prášků. U prášků založených na práškové metalurgii je nutná dlouhá doba mísení, cca 90 minut, v mísícím zařízení, aby se dosáhlo homogenity rozložení (distribuce) všech práškových komponent, včetně prášku napěňovacího činidla. Takto upravené práškové směsi je nutno dále lisovat. Lisování musí probíhat ve dvou stupních.

*První stupeň lisování* musí být prováděn při pokojové teplotě (cca 20 °C). K tomu je vhodná lisovací forma, tak aby se vylisoval váleček slisované směsi všech potřebných prášků. Velikost tohoto válečku musí být dle okolností, např. cca  $\varnothing$  35 x 50 mm. Pak se váleček takto slisované směsi prášků vloží do pece a je zahříván na teplotu 450 °C, rychlostí 10 °C.min<sup>-1</sup> a na této teplotě je ohříván po dobu cca 30 minut.

*Druhý stupeň lisování* se provádí za horka. K tomu se používá vzorek zahřátý na teplotu 450 °C a po dobu 30 minut se na tento vzorek působí tlakem 200 MPa. Vzniká velmi kompaktní polotovár (napěnitelný, resp. napěňovací prekurzor) o vysoké hustotě cca 99 %. Pak se tento napěňovací prekurzor vkládá do pece o teplotě 650 °C. Tato teplota souvisí např. s teplotou tání hliníkové slitiny AlSi6Cu4 ( $T_{\text{tá}} = 650$  °C). Pro sledování teploty napěňovacího procesu je možno do prekurzoru instalovat termočlánek. Proces napěňování je ukončen v okamžiku, když vzorek, resp. prekurzor dosáhne předpokládaný čas napěňování ( $t_f$  - time foaming finish) a potřebnou teplotu napěňování ( $T_f$  – temperature foaming). Podrobná příprava a metodika experimentů je vysvětlena v publikaci [31].

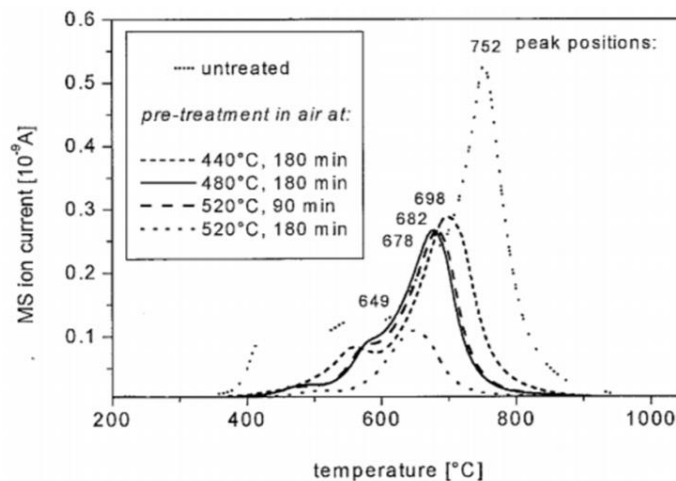
Výsledky, které byly stanoveny na základě termické analýzy DTA a TGA prokázaly, že nedochází k žádné další oxidaci, protože termická analýza byla prováděna s využitím argonu. Bylo zjištěno, že prášek  $\text{ZrH}_2$  uvolňuje pouze vodík. Při rozkladu  $\text{ZrH}_2$  jsou sledována maxima hodnot hmotnostních spektrometrických křivek.

Na obr. 4.12 a) je chování prášků při jejich rozkladu, tepelně neošetřeného prášku  $\text{ZrH}_2$ , stejně jako chování prášku  $\text{ZrH}_2$  předem tepelně zpracovaného pod argonem (byl použit proud argonu a rychlost zahřívání 5 K.min<sup>-1</sup>). Na základě hmotnostní spektroskopie (MS) lze pozorovat tři píky teplotních křivek neošetřeného prášku.



Obr. 4.12 a) Hmotnostní spektrometrická analýza předem zpracovaných prášků napěňovacího činidla  $ZrH_2$  (byly předem zpracovány v atmosféře Ar); zahříváno z teploty 30 °C na teplotu 1050 °C, rychlostí 5 K·min<sup>-1</sup> v atmosféře argonu (nízká teplota - vynechán teplotní rozsah); polohy špiček píků teplot jsou uváděny ve °C; součástí je i křivka pro neošetřený prášek  $ZrH_2$  [31]

První krok uvolňování vodíku (sledováno hmotnostní spektrometrií), při použití kritéria 1 %, začíná při teplotě 205 °C, relativní maximum je umístěno na 436 °C. Druhý dehydrogenační krok začíná při asi 480 °C a dosahuje maximálně při 552 °C. Třetí dehydrogenační krok začíná na asi 580 °C s malým ramenem a dosahuje maxima při 752 °C. Na obr. 4.12 b) je analogie prášků  $ZrH_2$ , s předúpravou na vzduchu.



Obr. 4.12 b) Hmotnostní spektrometrická analýza předem zpracovaných prášků napěňovacího činidla  $ZrH_2$  (které byly před upraveny na vzduchu) zahříváno z teploty 30 °C na teplotu 1050 °C, rychlostí 5 K·min<sup>-1</sup> v atmosféře argonu (nízká teplota – vynechán teplotní rozsah), polohy špiček píků teplot jsou uváděny ve °C; součástí je i křivka pro neošetřený prášek  $ZrH_2$ , [31]

Z obr. 4.12 a) je také patrné, že tepelné zpracování při 400 °C po dobu 180 minut eliminuje první fázi rozkladu a ponechá pouze dva vrcholy. Dvojitá vrcholová struktura zůstává stejná i pro proces na vyšší teploty nebo delší doby. Zbývající dva vrcholy jsou posunuty na nižší teploty ve srovnání s neošetřeným práškem ZrH<sub>2</sub>. Pozorováním křivek s předchozí předúpravou argonu je možno spatřovat, že při teplotě 205 °C se neprojevuje vliv ošetření pod argonem, přičemž všechny teploty začínají mezi 205 °C a 211 °C. Úrovně uvolňování plynů mimo vrcholy píků u neošetřených prášků začíná při teplotě 400 °C a končí při teplotě cca 950 °C. U prášků ZrH<sub>2</sub> předem ošetřených, uvolňování plynů začíná v rozmezí teplot 480 °C až 520 °C a končí při teplotě cca 900 °C.

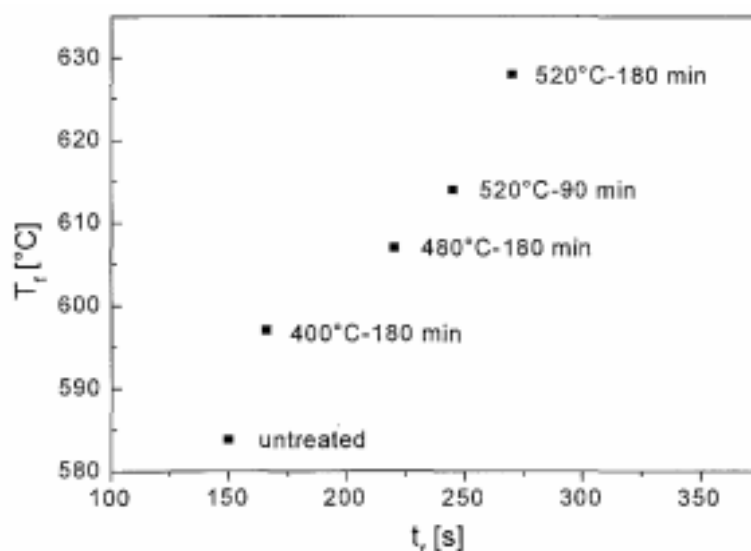
Jak je patrné z obr. 4.12 b), prášky napěňovacího činidla ZrH<sub>2</sub> předem zpracované na vzduchu, ukazují rozdílné chování při jejich rozkladu, než bylo pozorováno při předběžném ošetření prášků argonem. Tepelné zpracování po dobu 180 minut při 400 °C na vzduchu eliminuje první fázi rozkladu. Na rozdíl od procesu pod argonem, předúprava prášků na vzduchu však významně mění teplotu vývoje plynu. Ošetření do 180 min při vyšších teplotách (až do teploty 520 °C) zvyšují nástup rozkladu o 258 K, zatímco teploty píků se snižují až o teplotu 103 K. U všech způsobů zpracování je uvolňování plynu menší než u neošetřených prášků a přestává dříve, a to při teplotě cca 850 °C pro úpravu na 400 °C a cca 800 °C pro ošetření při 480 a 520 °C, 90 min, cca 750 °C pro ošetření při 520 °C, 180 min ve srovnání s cca 950 °C pro neošetřený prášek.

Na obr. 4.13 je uvedena vzájemná závislost mezi časem napěňování a konečnou teplotou při které byly experimenty provedeny a „zastaveny“, aby se dosáhlo požadované expanze pěny 60 %. Data byla měřena na vzorcích s předúpravou na vzduchu i s odlišným množstvím ZrH<sub>2</sub>. Podmínky ohřevu byly ve všech případech stejné. Ukázalo se, že konečná teplota napěňování ( $T_f$ ) se stabilně zvyšuje s časem napěňování ( $t_f$ ). Výsledkem pozorování byla skutečnost, že prekurzor, který obsahuje předem tepelně ošetřené napěňovací činidlo (při vyšší teplotě po delší dobu), potřebuje také pro napěňovací proces vyšší teplotu a delší dobu napěňování, aby napěňovací proces proběhl v daném objemu kovu.

Vliv oxidace na úroveň kvality napěňovacího činidla ZrH<sub>2</sub> byl sledován na charakteru pórů (buněk) vytvořených během napěňovacího procesu, viz obr. 4.13. Neošetřené napěňovací činidlo ZrH<sub>2</sub> produkovalo póry se zubatými hranicemi s nerovnoměrnou velikostí rozložení pórů. V souvislosti s rostoucí oxidací hydridu jsou pozoruhodné změny tvaru pórů. Póry se stávají více sférickými a mají hladké povrchy i při kratších časech předúpravy ZrH<sub>2</sub>. Současně rostoucí oxidace tohoto hydridu má pozitivní vliv na distribuci a velikosti pórů.

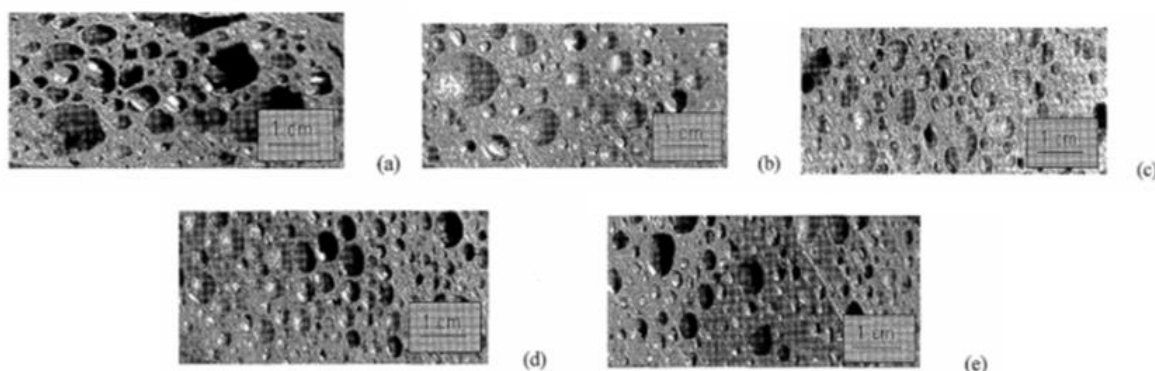
Prášky napěňovacího činidla ZrH<sub>2</sub> předběžně tepelně zpracované při teplotách 520 °C vytvářejí více stejné póry pěn než prášky předem ošetřené při nižších teplotách. Předběžná teplotní úprava ZrH<sub>2</sub> na vzduchu vede k získání pěn s více sférickou a homogenní distribucí pórů.





Obr. 4.13 Konečné teploty  $T_f$  (foaming agent – napěňovací činidlo) vzorků při čase napěňování  $t_f$  pro výrobu hliníkové pěny ze slitiny AlSi6Cu4, s použitím napěňovacího činidla  $ZrH_2$ , aby se docílilo napěnění 60 %,  $ZrH_2$  bylo předem tepelně ošetřeno na vzduchu podle různých způsobů, teplota v peci byla 650 °C, [31]

Na obr. 4.14 je ukázka hliníkových pěn vyrobených pomocí napěňovacího činidla  $ZrH_2$ .

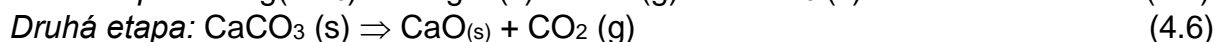
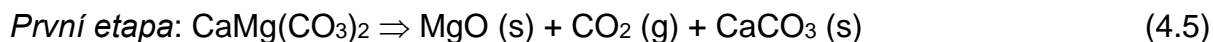


a) neošetřeného  $ZrH_2$  (porozita  $P = 58$  %), b) předem upravený  $ZrH_2$  na vzduchu 400 °C, 180 min. ( $P = 50$  %), c) 480 °C, 180 min. ( $P = 50$  %), d) 520 °C, 90 min. ( $P = 53$  %), e) 520 °C, 180 min. ( $P = 52$  %),

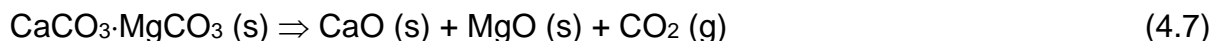
Obr. 4.14 Hliníkové pěny ze slitiny AlSi6Cu4 za použití plynů z rozloženého  $ZrH_2$  (směr expanze plynů byla od dolní části k vrcholu), [27]

### 4.3 Charakteristika dolomitu $MgCa(CO_3)_2$

Výzkumníci PAPADOPOULOS et al. [35], zkoušeli při výrobě kovových celulárních systémů aplikovat zpěňovací činidlo dolomit ( $MgCa(CO_3)_2$ ), nebo-li **uhličitan-hořečnato-vápenatý**. Dolomit je přirozeně se vyskytujícím minerálem. Bylo prokázáno, že je velmi účinným pěnovým a stabilizačním činidlem pro výrobu hliníkových pěnových systémů. Tepelný rozklad dolomitu probíhá ve dvou etapách:



Dolomit a jeho tepelný rozklad, lze také napsat tímto způsobem:



Rozkladem *dolomitu*  $\text{MgCa(CO}_3)_2$ , neboli  $\text{CaCO}_3 \cdot \text{MgCO}_3$  vzniká oxid vápenatý, oxid hořečnatý a oxid uhličitý. Průběh tepelného rozkladu je ovlivňován proudem plynů rozkládajícího se dolomitu. Teplota prvního stupně tepelného rozkladu dolomitu je cca 750 °C. Teplota druhého stupně rozkladu dolomitu je vlastně dána tepelným rozkladem  $\text{CaCO}_3$ , který odpovídá teplotě cca 900 °C.

Dolomit jako napěňovací činidlo má několik pozoruhodných výhod vzhledem k současnému používání napěňovacího činidla hydridu titanu. Byly prozkoumány charakteristické buněčné struktury a mikrostrukturní znaky pěn vyrobených s dolomitovým napěňovaným činidlem. Dále byly sledovány vlastnosti pěn vyrobené na bázi napěňovacího činidla dolomitu. Stejným technologickým způsobem byly vyrobené i pěny s napěňovacím činidlem na bázi hydridu titanu. Struktura pěn, vyrobených s použitím napěňovacího činidla na bázi dolomitu, se vyznačuje menší velikostí buněk s tenčími jejich stěnami. Použití napěňovacího činidla  $\text{MgCa(CO}_3)_2$  také vede k výraznému zvýšení stability roztavených pěn s velkým rozsahem teplot napěňovacího procesu a téměř vede úplné absenci vlivu na taveninu (tok taveniny) i při prodloužených časech napěňování. Mnohé z těchto vlastností jsou přičítány buněčným povrchům pokrytým tenkým oxidovým filmem vytvořeným během procesu napěňování.

Výzkumníci [32], v rámci experimentů, vyráběli kovové pěny na bázi hydridu titanu a na bázi dolomitu procesem napěňování taveniny.

Pěna na bázi napěňovacího činidla  $\text{TiH}_2$  byla vyráběna tímto postupem: do připravené taveniny hliníku o teplotě 720 °C byl přidáván vápník (1,8 hmot. %), s průměrnou velikostí jeho částic 1190  $\mu\text{m}$  (dodává společnost *Aldrich Chemical Company*). Částice vápníku byly dispergovány v roztaveném Al (komerční složení Al: 99,8 % hmot. Al a 0,15 % Fe). Přidáním Ca se zvyšuje viskozita taveniny a tavenina se míchá s Ca po dobu 8 minut, rychlostí cca 700 otáček·min<sup>-1</sup>. Do taveniny o teplotě cca 680 °C byl potom přidáván prášek napěňovacího činidla  $\text{TiH}_2$  (1,5 až 2 hmot. %) se střední velikostí částic asi 44  $\mu\text{m}$ . Tavenina byla míchána 10 minut rychlostí 1200 ot·min<sup>-1</sup>, aby se dosáhlo rovnoměrného rozdělení prášku. Dále byla tavenina udržována v peci po dobu 3 minut, aby se umožnil tepelný rozklad hydridu titanu, vzniklý plyn vyvíjený v tavenině, způsobuje její naplynění, resp. napěnění. Takto napěněná tavenina se po vyjmutí z pece nechá ztuhnout a vychladnout na vzduchu.

Příprava napěněného hliníku na bázi dolomitu probíhala analogickým způsobem. Nejdříve byl roztavený hliník o teplotě 720 °C (komerční složení: 99,8 hmot. % Al a 0,15 hmot. % Fe), pak byl do taveniny o teplotě při 650 °C přidán práškový dolomit  $\text{MgCa(CO}_3)_2$ , v množství 1,5 až 3 hmot. %. A tavenina byla míchaná rychlostí 1200 otáček·min<sup>-1</sup> po dobu 90 s, aby se dosáhlo rovnoměrného rozložení prášku v tavenině.

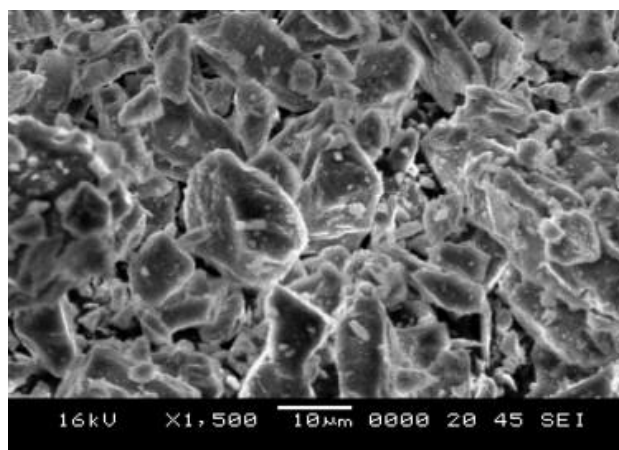
Pak se tavenina vložila do pece udržována na určité teplotě v peci po dobu 13 minut, aby mohl dolomit podstoupit tepelný rozklad za vzniku plynného CO<sub>2</sub>, který vytvoří napěnění taveniny hliníku, resp. hliníkovou pěnu. Průběh teploty ohřívaného napěňovaného materiálu byl sledován pomocí termočlánku typu K umístěného přímo do taveniny. Zařízení používané pro procesy pění (s použitím hydridového a dolomitového napěňovacího činidla) je tvořeno odporovou pecí, míchadlem, které je poháněno motorem, může poskytovat různé rychlosti míchání. Při vyhodnocení vyrobených hliníkových „pěn“ byla sledována měrná hmotnost vyrobené pěny ( $\rho_{Al.F.}$ ), relativní měrná hmotnost vyrobených pěn ( $\rho_{Al.F.}/\rho_{B.M.}$ ) a jejich porozita P, viz tabulka 4-5.

Tabulka 4-5 Průměrné hodnoty vlastností vyrobených hliníkových pěn (objemová hmotnost a porozita) vyrobených s použitím dvou napěňovacích činidel MgCa(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub> a TiH<sub>2</sub> PAPADOPOULOS [33]

<i>Fyzikální vlastnosti vyrobených hliníkových pěn</i>				
Vzorek	Napěňovací činidlo [hmot. %]	Měrná hmotnost $\rho_{Al.F.}$ [kg·m <sup>-3</sup> ]	Relativní měrná hmotnost pěny $\rho_{Al.F.}/\rho_{B.M.}$ [1]	Porozita P [%]
<b>A1</b>	MgCa(CO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> ; 1,5	467	0,17	82,1
<b>A2</b>	MgCa(CO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> ; 3,0	773	0,29	71,4
<b>A3</b>	TiH <sub>2</sub> ; 1,5	625	0,23	70,0
<b>A4</b>	TiH <sub>2</sub> ; 2,0	571	0,22	68,9

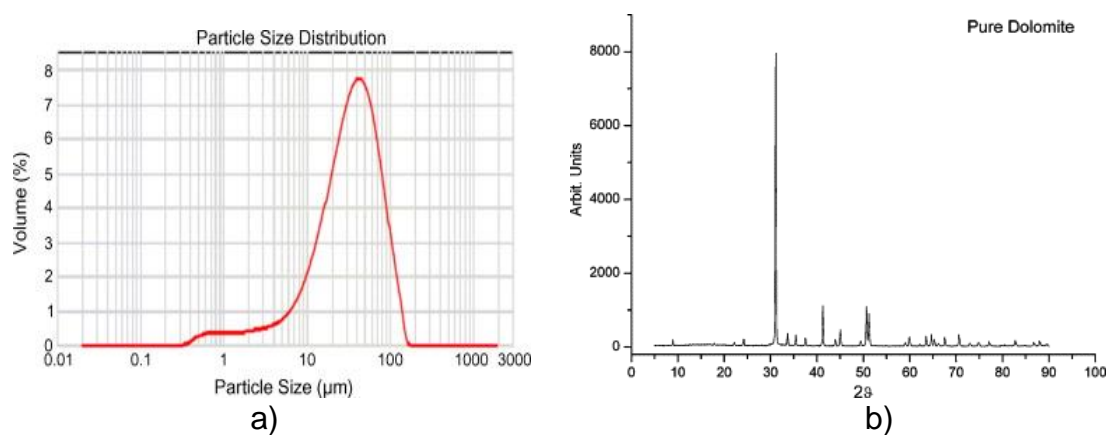
Z tabulky 4-5 je zřejmé, že pro srovnatelné množství napěňovacího činidla vykazují kovové pěny vyrobené na bázi dolomitu vyšší pórovitost, než pěny vyrobené s použitím napěňovacího činidla hydridu titanu. Při sledování chování dolomitového prášku byla také sledována kinetika uvolňování plynu z tohoto prášku. Též byl posuzován vliv čistoty a velikosti částic napěňovacího činidla práškového dolomitu. Současně byl posuzován i vliv čistoty

a velikosti částic práškového dolomitu na kinetiku napěňovacího procesu. Mikrostruktura prášku dolomitu byla získána na scanovacím elektronovém mikroskopu (SEM) a je na obr. 4.15. Přírodní dolomitový prášek je bílé barvy, jemný s průměrnou velikostí částic 46  $\mu$ m. Naměřená distribuce velikosti částic prášku MgCa(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub> je na obr. 4.16 a). Na obr. 4.16 b) je rentgenový difraktogram práškového dolomitu používaného pro výrobu Al „pěny“ s uzavřenými buňkami [32].

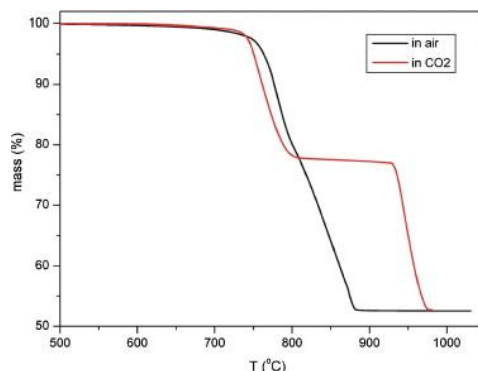


Obr. 4.15 Používané práškové dolomitového napěňovací činidlo, elektronový mikroskop SEM, [32]

Termogravimetrická analýza (TG) napěňovacího činidla - dolomitového prášku  $\text{MgCa}(\text{CO}_3)_2$  je na obr. 4.17. Termogravimetrické křivky byly získány s použitím atmosféry  $\text{CO}_2$  (červená křivka) a na vzduchu (černá křivka), rychlost ohřevu byla  $20\text{ }^\circ\text{C min}^{-1}$ . Z této analýzy je možno stanovit teplotu taveniny pro napěňování na základě tepelného rozkladu napěňovacího činidla. Podle křivky termogravimetrické analýzy dolomitu je počáteční teplota pro vývoj  $\text{CO}_2$  asi  $630\text{ }^\circ\text{C}$ . Ve skutečnosti je tepelný rozklad práškových vzorků napěňovacího činidla dolomitu silně ovlivněn rychlostí, s jakou je  $\text{CO}_2$  využíváno pro napěňování. Tato rychlost je závislá na velikosti částic dolomitu, účinnosti tepelné před přípravy prášku, a velikosti vzorku [33].



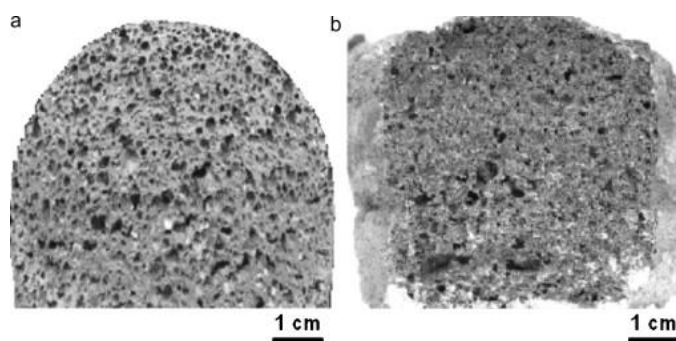
Obr. 4.16 a) Měřené rozložení velikosti dolomitového pěnového činidla používaného k napěňování; b) rentgenový difraktogram práškového dolomitu používaného pro výrobu Al pěny s uzavřenými buňkami [32]



Obr. 4.17 Termogravimetrické křivky (TG) analýzy dolomitového prášku [32]

V souvislosti s analýzou dolomitu je nutno na druhé straně připomenout, že přímý rozklad  $TiH_2$  v atmosféře plynného vodíku nastává při teplotě cca 490 °C. V praxi dochází k rychlému spékání s  $TiH_2$  při nižších teplotách k tvorbě intermetalických fází  $TiAl$  a  $TiAl_3$  [33] na rozhraní mezi titanhydridem a kovovou maticí, což naznačuje paralelní reakce. Výše uvedené charakteristiky ukazují, že nástupní teplota vývoje  $CO_2$  z dolomitového prášku je vyšší než teplota vodíku z hydridu titanu.

Dále byla také sledována morfologie buněk (pórů) pěny vzniklé s použitím napěňovacích činidel  $MgCa(CO_3)_2$  a hydridu titanu. Makrostruktury vyrobených pěn podélných řezů buněčných struktur, získaných aplikací dvou napěňovacích činidel dolomitu a hydridu titanu, kovových pěn jsou znázorněny na obr. 4.18. Pěny získané s použitím dolomitu vykazují menší velikost buněk (pórů) než vykazuje pěna na bázi hydridu titanu, přestože doba napěňování s použitím dolomitu činila přibližně 13 min a s použitím hydridu titanu jen 3 min. Kromě rozdílu v měřítku mají všechny vzorky podobné „polyedrální“ buněčné struktury, s rovnými nebo jemně zakřivenými plochami buněk a zdánlivě hladkými povrchy buněk.



(a) pěna vyrobená na základě napěňovacího činidla  $TiH_2$  (pěněním napěnitelného prekurzoru s 1,8 hmot. % částic  $SiC$ ,  $T_f = 720$  °C,  $t_f = 3$  min.,  $\rho_{Al.F.} = 569$   $kg \cdot m^{-3}$  a  $\rho_{Al.F.}/\rho_{B.M.} = 0,219$ ). (b) pěna vyrobená na základě napěňovacího činidla  $MgCa(CO_3)_2$ , pěněním napěnitelného prekurzoru s 2 hmot. % částic  $SiC$ ,  $T_f = 720$  °C,  $t_f = 13$  min.,  $\rho_{Al.F.} = 773$   $kg \cdot m^{-3}$  a  $\rho_{Al.F.}/\rho_{B.M.} = 0,29$

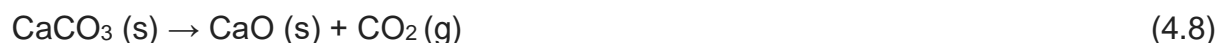
Obr. 4.18 Podélný řez vzorkem buněčné struktury pěn na bázi hydridu titanu a dolomitu, [32]

Výzkum [32], který byl zaměřen na použití hydridu titanu (TiH<sub>2</sub>) v porovnání s dolomitem (MgCa(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>) potvrdil, že použití napěňovacího činidla hydriu titanu pro výrobu hliníkové pěny, zahrnuje vysoké náklady na surovinu a nebezpečí způsobené specifickou povahou tohoto prášku. Pro získání reprodukovatelných buněčných struktur se silnou citlivostí na kolísání napěňovacího procesu a riziko ohřevu je nutná pečlivá kontrola procesu. Pěny zhotovené na bázi hydridu titanu mají hladké povrchové stěny bez viditelných nerovností. Chemický rozklad dolomitu je však pozvolnější při teplotách, které odpovídají vzniku hliníkových tavenin. Dolomit působí jako napěňovací i stabilizační činidlo. Hlavní je jeho účel napěňovací a při odpovídajících rozkladných teplotách probíhá jeho reakce rozkladu za vzniku oxidu uhličitého. Reakce CO<sub>2</sub> s kapalným hliníkem vede k tvorbě tenkých vrstev tuhých oxidů a zvyšování mechanické stability plynových buněk [33]. Snížená rychlost napěňovacího procesu dolomitu také zlepšuje kontrolu nad pěnivým procesem. Při použití dolomitu je daleko nižší nebezpečí bouřlivého napěňovacího procesu a také jsou nízké materiálové náklady. Jeho tepelným rozkladem, který vzniká při vyšších teplotách (cca 750 °C) se intenzivně uvolňuje oxid uhličitý, viz rovnice (4.5), (4.6) a (4.7), jak z výše uvedeného vyplývá, technologie napěňovacího procesu při použití dolomitu je schůdnější než při použití hydridu titanu.

#### 4.4 Charakteristika uhličitanu vápenatého

*Uhličitan vápenatý* (CaCO<sub>3</sub>) je bílá krystalická látka, která se mimo jiné používá jako napěňovací činidlo k výrobě celulárních kovových systémů (kovových buněčných materiálů – kovových pěn). Krystalické modifikace jsou shodné s mřížkami minerálů pro **kalцит** (*I – modifikace*), **aragonit** (*II – modifikace*) a **vaterit** (*III – modifikace*).

V přírodě se uhličitan vápenatý vyskytuje pod názvem vápenec. Zahříváním, resp. tepelným rozkladem uhličitanu vápenatého (při určité teplotě a tlaku) vzniká oxid vápenatý a oxid uhličitý:



Oxid uhličitý, který vzniká na základě rovnice (4.8) je zdrojem bublin pro napěňování tavenin kovů. .

Stanovení teploty, při které se rozkládá uhličitan vápenatý na oxid vápenatý a oxid uhličitý je možno provést na základě znalosti hodnoty Gibbsovy energie pro tuto reakci. Obecná rovnice pro vyjádření změny Gibbsovy energie je:

$$\Delta G_T^0 = A + B \cdot T \log T + C \cdot T, [J] \quad (4.9)$$

kde značí: A – konstantu, pro CaCO<sub>3</sub>; C – konstantu, pro CaCO<sub>3</sub>; T – teplotu [K].



Konstanty pro rovnici (4.9), která se týká stanovení změny Gibbsovy energie pro tepelný rozklad uhličitanu vápenatého, jsou: A je 165777; konstanta B je 0 a konstanta C je 141,68.

$$\Delta G_T^0 = 165777 - 141,86 \cdot T \quad (4.10)$$

Pro stanovení teploty rozkladu  $\text{CaCO}_3$ , lze psát:  $\Delta G_T^0 = 165777 - 141,86 \cdot T = 0$ .  
 $T = 165777/141,86 = 1169 \text{ K}$ , tj  $896 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Podle CURRANA [41] je rovnice pro změnu Gibbsovy energie pro tepelný rozklad  $\text{CaCO}_3$ :

$$\Delta G_T^0 = 161000 - 137 \cdot T \quad (4.11)$$

Pro stanovení teploty rozkladu  $\text{CaCO}_3$ , dle rovnice (4.11), lze psát:  $\Delta G_T^0 = 161000 - 137 \cdot T = 0$ .  
 $T = 161000/137 = 1175 \text{ K}$ , tj  $902 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Pro napěňování slitin hliníku při použití uhličitanu vápenatého je nutné, aby teplota taveniny se blížila teplotě  $896 \text{ }^\circ\text{C}$  až  $902 \text{ }^\circ\text{C}$ , aby k napěňování mohl být využit tepelný rozklad uhličitanu vápenatého.

Rovnovážný maximální parciální tlak  $\text{CO}_2$  lze vypočítat podle rovnice:

$$\log p_{\text{CO}_2} = \frac{84\,100}{T} + 71,56 \text{ [MPa]}, \quad (4.12)$$

kde značí:  $p_{\text{CO}_2}$  – parciální tlak  $\text{CO}_2$  [MPa],  $T$  – teplotu [K].

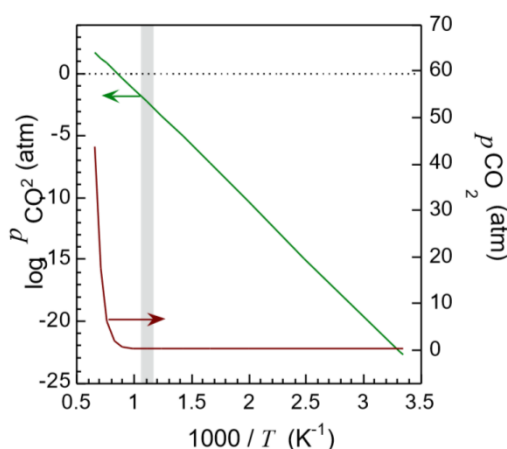
Parciální tlak  $p_{\text{CO}_2}$  pro tepelný rozklad  $\text{CaCO}_3$ , jako funkce teploty, je na obr. 4.19. Pro teplotu tání čistého hliníku ( $T_{\text{tá. (Al)}} = 660 \text{ }^\circ\text{C}$ ):  $1000/(660 + 273) = 1,07$ , pro teplotu tání  $\text{AlSi12}$  ( $T_{\text{tá. (AlSi12)}} = 577 \text{ }^\circ\text{C}$ ):  $1000/(577 + 273) = 1,17$ , viz šedé označení na obr. 4.19.

*Rychlost rozkladu  $\text{CaCO}_3$*  je relativně pomalá. Čistota a velikost částic mají jen malý účinek na tuto rychlost. Experimentálně se ukazuje podle [40], že tepelný rozklad je silně ovlivňován atmosférou oxidu uhličitého. V souvislosti s napěňováním tavenin hliníku, popř. hořčíku je nutno věnovat pozornost termodynamickým zákonitostem rozkladu uhličitanu vápenatého právě v taveninách těchto kovů. Výzkumy bylo potvrzeno, že tepelný rozklad napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  je termodynamicky výhodný pouze tehdy, když je doprovázen následnou reakcí napěňovacího plynu s kovovou taveninou.

Při úplném rozkladu  $\text{CaCO}_3$  vznikne z 1 kg 0,56 kg  $\text{CaO}$  a 0,44 kg  $\text{CO}_2$  (z 20 g  $\text{CaCO}_3$  vznikne 11,2 g  $\text{CaO}$  a 8,8 g  $\text{CO}_2$ ). Rozklad uhličitanu vápenatého začíná pomalu nad

teplotou 600 °C, avšak vyšší teplota tento proces zrychluje, až se dosáhne termodynamické teploty rozkladu.

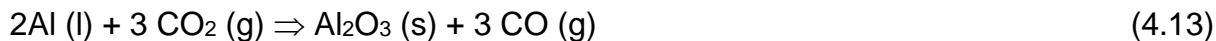
Podle mineralogického složení rozdělujeme vápence na vysokoprocentní s obsahem nad 98 %  $\text{CaCO}_3$ ; mírně znečištěné s obsahem 90 až 98 %  $\text{CaCO}_3$ ; středně znečištěné s obsahem 80 až 90 %  $\text{CaCO}_3$  a velmi znečištěné pod 80 %  $\text{CaCO}_3$ . Ze znečišťujících složek je s  $\text{CaCO}_3$  nejčastěji přítomen oxid křemičitý (obvykle ve formě křemene), dále sloučeniny železa a hliníku. Samostatnou skupinu tvoří oxid hořečnatý, který sice není počítán mezi nečistoty, ale je složkou, která  $\text{CaCO}_3$  doprovází obvykle jako stejnorodá příměs. Podle obsahu oxidu hořečnatého mluvíme potom o hořečnatém vápenci, dolomitickém vápenci a posléze o dolomitu, kdy se jedná o ekvimolární směs  $\text{CaCO}_3$  a  $\text{MgCO}_3$ .



Obr. 4.19 Rovnovážený parciální tlak  $p_{\text{CO}_2}$  pro tepelný rozklad  $\text{CaCO}_3$ , šedé vyznačení uvádí teploty tavení slitin hliníku typu Al-Si [40]

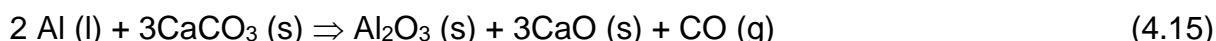
Disociace uhličitanu vápenatého probíhá za teploty, která závisí na parciálním tlaku  $\text{CO}_2$ . Vznikající  $\text{CO}_2$  začne postupně obklopotovat rozkládající uhličitan vápenatý. Pro rozklad  $\text{CaCO}_3$  je třeba dodat systému tolik tepla, aby tlak  $\text{CO}_2$  uvolněného z uhličitanu vápenatého překročil parciální tlak oxidu uhličitého z okolní atmosféry. Jestliže tlak uvolňovaného  $\text{CO}_2$  je v rovnováze s tlakem oxidu obklopujícího  $\text{CaCO}_3$ , pak tlak  $\text{CO}_2$  se rovná maximálnímu tlaku disociace pro danou teplotu a dochází k chemické rovnováze. Rovnováhy se dosáhne, když se podíl koncentrace vzniklých a výchozích látek rovná rovnovážné konstantě pro danou teplotu. V heterogenních reakcích je rovnovážná konstanta reakce určena jen koncentracemi (aktivitami) plynných produktů, protože aktivita pevné čisté látky za standardních podmínek je rovna jedné. Jestliže koncentraci či aktivitu plynné složky nahradíme parciálním tlakem  $\text{CO}_2$ , pak se rovnovážná konstanta bude rovnat parciálnímu tlaku  $\text{CO}_2$ . Z termodynamického hlediska může dojít k rozkladu uhličitanu vápenatého již od 600 °C, kdy rozkladný tlak  $\text{CO}_2$  je větší než parciální tlak  $\text{CO}_2$  v normální atmosféře obklopující uhličitan vápenatý. Protože celkový tlak atmosféry je podstatně vyšší než tenze uvolňovaného oxidu uhličitého při 600 °C, může se tento plyn odvádět z reakčního prostoru jen difúzí, tedy velmi pomalým pochodem.

Reaktivnost pěníího plynu ( $\text{CO}_2$ ) – v úvahu přichází reakce s hliníkem, kde dochází k redukci  $\text{CO}_2(\text{g})$  za vzniku  $\text{CO}(\text{g})$  a na povrchu buňky plynu s taveninou hliníku se vytváří film  $\alpha$  -  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (při teplotě  $650\text{ }^\circ\text{C}$  je tento proces termodynamicky příznivý s podmínkou  $\Delta G^0_T = -779\,000\text{ [J}\cdot\text{mol}^{-1}]$ ), podle rovnice:



$$\Delta G^0_T = -840\,000 - 66,0 \cdot T \text{ [J}\cdot\text{mol}^{-1}] \quad (4.14)$$

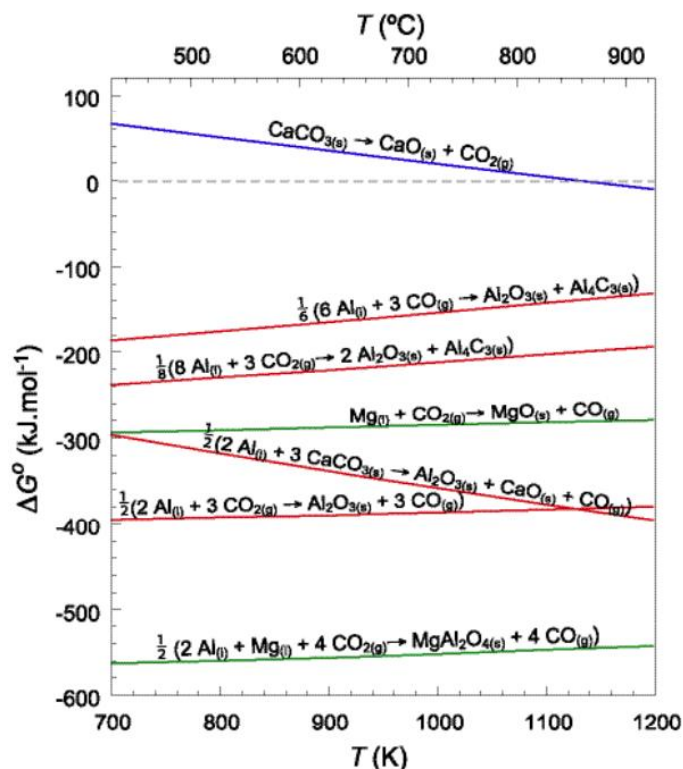
Další možností je reakce na základě rovnice (4.8) a (4.13) mezi  $\text{CaCO}_3$  a Al:



$$\Delta G^0_T = -300\,000 - 417 \cdot T \text{ [J}\cdot\text{mol}^{-1}]$$

Reakce (4.13), může probíhat po celé ploše plynové buňky, [41], ale reakce (4.15) je poplatná pouze v malé oblasti místa kontaktu pevné látky s kapalinou, [41].

Na obr. 4.20 změna volné energie,  $\Delta G^0_T$ , jako funkce T pro několik možných reakcí v roztavených pěnách slitin hliníku.

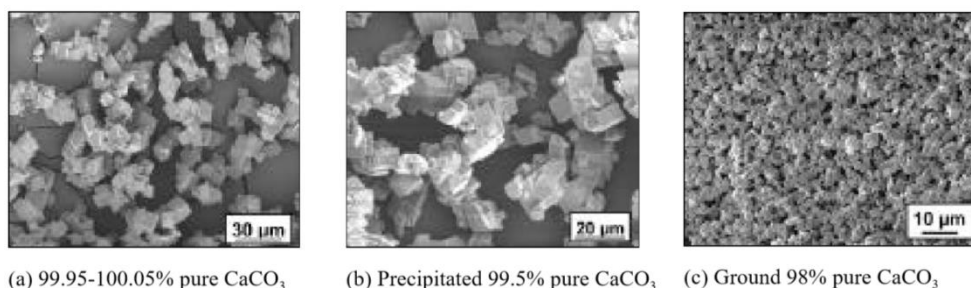


Obr. 4.20 Změna Gibbsovy energie  $\Delta G^0_T$  jako funkce teploty pro několik možných reakcí v roztavených pěnách ( $\Delta G^0_T$  se vztahuje na 1 mol Mg nebo Al), všechny prvky se předpokládají ve standardním stavu, [41]

Změna Gibbsovy energie ( $\Delta G^0_T$ ) na obr. 4.20 se vztahuje na 1 mol Mg nebo Al, všechny prvky se předpokládají ve standardním stavu.

Používáním napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  se zabývá v současné době mnoho výzkumíků, např. GERAMIPOUR [42], který sledoval hliníkovou pěnu s otevřenými buňkami. Tato pěna byla vyrobena za použití nízkokapacitního napěňovacího činidla, tj.  $\text{CaCO}_3$  a práškové metalurgie. Postup výroby byl prováděn standardním způsobem Práškové směsi hliníku a  $\text{CaCO}_3$  byly zhutněny za studena do hutných válcových prekurzorů a připraveny pro napěňovací proces při specifických teplotách pod atmosférou vzduchu. V této souvislosti byly zkoumány vlivy několika parametrů: tlak pro přípravu prekurzoru, vhodný obsah napěňovacího činidla, teplota a čas procesu napěňování, mikrostruktura, lineární expanze, relativní hmotnost a pevnosti v tlaku vzorků vyrobené hliníkové pěny.

Na obr. 4.21 jsou uvedeny částice  $\text{CaCO}_3$ , které se obvykle používají pro napěňovací proces. Čím je  $\text{CaCO}_3$  čistší, tím jeho rozkladná teplota se blíží teplotě teoreticky stanovené.



(a) 99.95-100.05% pure  $\text{CaCO}_3$

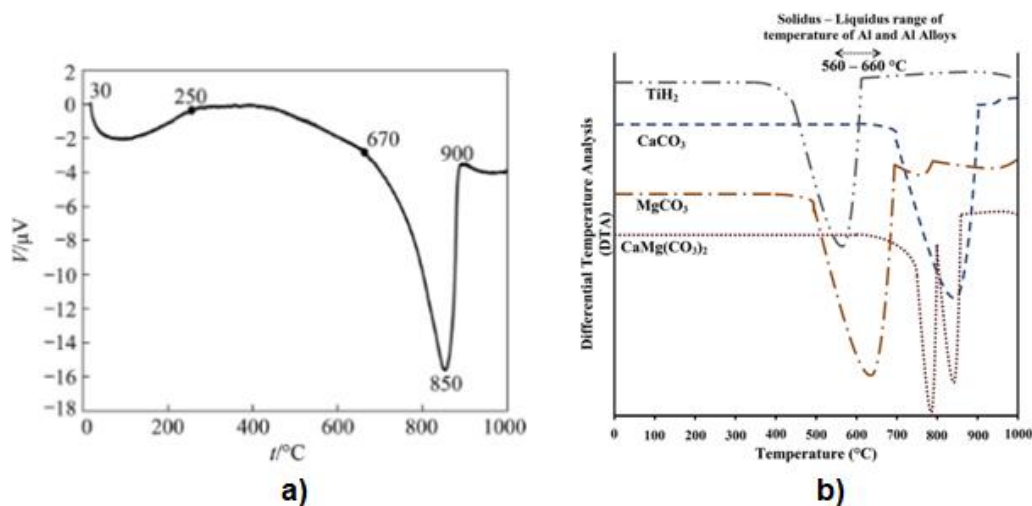
(b) Precipitated 99.5% pure  $\text{CaCO}_3$

(c) Ground 98% pure  $\text{CaCO}_3$

*čistota  $\text{CaCO}_3$  je vyšší než 99,95 % (vlevo); vysrážená podoba  $\text{CaCO}_3$  s čistotou 99,5 % (uprostřed), drobné částice  $\text{CaCO}_3$  o čistotě 98 % (vpravo)*

*Obr. 4.21 Částice prášků  $\text{CaCO}_3$  o různé velikosti částic a čistotě, sledováno skenovacím elektronovým mikroskopu [42]*

Byla získána stejnoměrná distribuce plynových buněk hliníkové pěny o velikosti menší než 100  $\mu\text{m}$ , které tvoří polootevřené struktury s relativní hmotností v rozmezí 55,4 % až 84,4 %. Zvýšení zhutňovacího tlaku mezi 127 až 318 MPa a s použitím napěňovacího činidla až do 15 % (hmotnostní zlomek) vedlo ke zvýšení lineární roztažnosti, pevnosti v tlaku a hustoty zhutnění. Změnou teploty napěňovacího procesu z 800 na 1000  $^{\circ}\text{C}$  vyvolaly nárůst všech sledovaných parametrů kromě pevnosti v tlaku a relativní objemové hmotnosti. Výsledky ukázaly, že vhodná teplota napěňovacího procesu je 900  $^{\circ}\text{C}$  a doba napěňovacího procesu je 10 až 25 minut. Pro stanovení vhodné teploty napěňovacího procesu byla sledována křivka DTA  $\text{CaCO}_3$  viz obr. 4.22a). Z této křivky jsou patrné teplotní charakteristiky napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$ . Na křivce jsou dvě endotermní oblasti. Jedna je při teplotách 30 až 250  $^{\circ}\text{C}$  a druhá je při teplotách 670 až 900  $^{\circ}\text{C}$ . První se vztahuje ke ztrátám vlhkosti a druhá k reakcím rozkladu  $\text{CaCO}_3$ . Tepelný rozklad a uvolňování plynného  $\text{CO}_2$  začalo přibližně při teplotě 670  $^{\circ}\text{C}$ , což bylo dokončeno při teplotě cca 900  $^{\circ}\text{C}$ . Maximální rychlost tepelného rozkladu napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  byla při 850  $^{\circ}\text{C}$ . Na základě výsledků teplot vyplývajících z DTA křivky byly pro experimenty zkoušení napěňovacího procesu s  $\text{CaCO}_3$  vybrány teploty (800  $^{\circ}\text{C}$ , 900  $^{\circ}\text{C}$  a 1000  $^{\circ}\text{C}$ ).



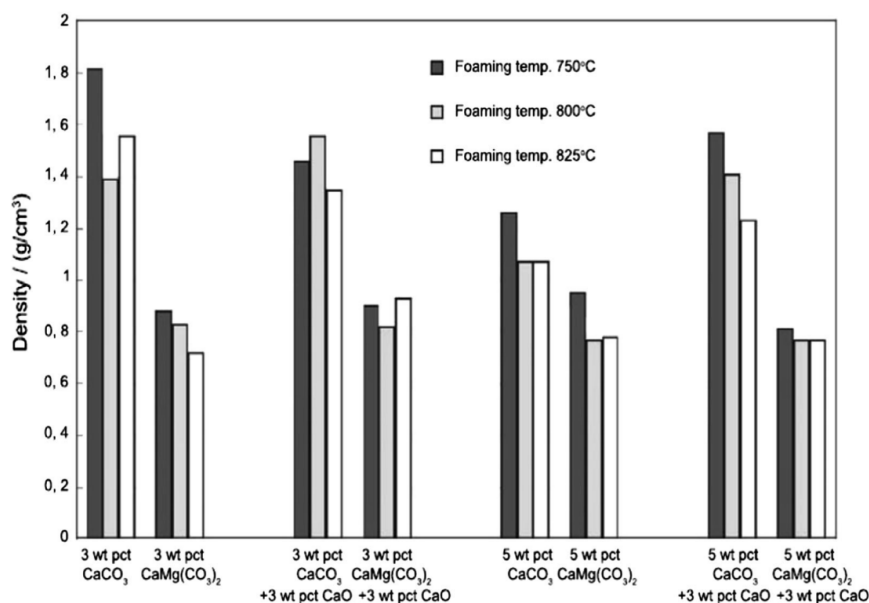
Obr. 4.22 Křivka diferenciální termické analýzy napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  a) podle GERAMIPOUR [42]; b) DTA křivky různých napěňovacích činidel při jejich ohřevu podle SOLOKI [49]

SOLOKI [49], sledoval chování různých napěňovacích činidel, viz obr. 4.22 b). Z tohoto obrázku jsou patrné křivky diferenciální termické analýzy (DTA) pro napěňovací činidla:  $\text{TiH}_2$ ,  $\text{CaCO}_3$ ,  $\text{MgCO}_3$  a  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$ . Tyto křivky byly sledovány i s ohledem na teploty likvidu (tání) slitin hliníku (od 560 do 660 °C). Křivka pro  $\text{TiH}_2$  vykazuje endotermickou reakci, která začíná při teplotě 410 °C (685 K) a končí při teplotě 605 °C (878 K), vrchol je při teplotě 570 °C (843 K). Křivka pro  $\text{CaCO}_3$  vykazuje intenzivní širokou endotermickou reakci, která začíná na teplotě 625 °C (898 K) a končí při teplotě 890 °C (1163 K). Křivka pro  $\text{MgCO}_3$  naznačuje silnou endotermickou reakci, která začíná při teplotě 400 °C (673 K) a končí při teplotě 690 °C (963 K), vrchol je při teplotě 650 °C (923 K). Na křivce lze sledovat i několik o hodně menších endotermických reakcí. Na křivce  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  jsou znázorněny dvě endotermické reakce, obě jsou ostřejší než vykazují křivky  $\text{CaCO}_3$  nebo  $\text{MgCO}_3$ . První endotermická reakce na křivce  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  začíná při teplotě 600 °C (873 K) a dosahuje vrchol při teplotě 780 °C (1053 K). Druhá endotermická reakce na křivce  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  má vrchol při teplotě 830 °C (1103 K) a končí asi při teplotě 900 °C (1173 K).

Dále HAESCHE et al. [35] prováděli výzkumy s napěňovacími činidly:  $\text{CaCO}_3$ ,  $\text{CaCO}_3 + \text{CaO}$ ,  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$ . Pro tato napěňovací činidla je typická nízká pořizovací cena. Byly zkoumány dvě rozdílné slitiny hliníku  $\text{AlSi9Cu3}$  a  $\text{AlMg4.5Mn}$ . Pro výrobu pěny s použitím  $\text{CaCO}_3$  se slitina  $\text{AlMg4.5Mn}$  ukázala být nevhodná z hlediska její teploty tavení. Naopak bylo prokázáno, že slitina  $\text{AlSi9Cu3}$  je vhodná, právě při použití napěňovacích činidel vápence a zejména dolomitu. Tato napěňovací činidla jsou vhodná pro výrobu prekurzorů (malých válcových tělísek). Dále se ukázalo, že  $\text{CaO}$  (oxid vápenatý) přidávaný pro stabilizaci pěny je účinný pouze pro napěňovací činidla s nižší teplotou rozkladu. Výborný napěňovací účinek prokázalo množství 5 hmot. %  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  bez dalších stabilizačních přísad. Získané výsledky prováděných experimentů jsou na obr. 4.23.

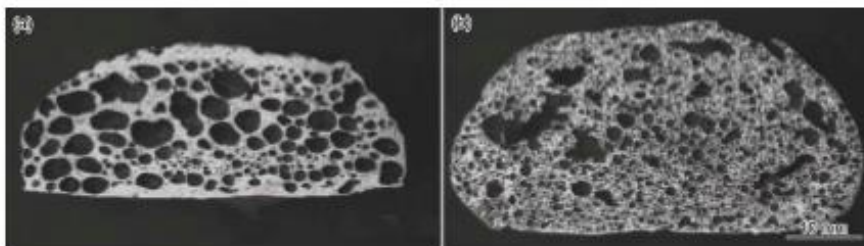
Na obr. 4.23 jsou uvedeny měrné hmotnosti vzorků vyrobených hliníkových pěn ze slitiny hliníku AlSi9Cu3 s různým obsahem napěňovacích činidel: ( $\text{CaCO}_3$ ,  $\text{CaCO}_3 + \text{CaO}$ ,  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$ ) v množství 3 a 5 hmot. %, při teplotách napěňování 750 °C, 800 °C a 825 °C, podle HAESCHEHO [35]. Obr. 4.24 uvádí stuktury napěněné hliníkové slitiny AlSi9Cu3 s použitím napěňovacího činidla 5 hmot. %  $\text{CaCO}_3$  a stabilizačního činidla 3 hmot. %  $\text{CaO}$ . S použitím napěňovacího činidla 5 hmot. %  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  a stabilizačního činidla 3 hmot. %  $\text{CaO}$ , teplota napěňovacího procesu byla 825 °C, [35].

Ve srovnání se standardním pěnovým činidlem  $\text{TiH}_2$  se doporučuje mírné zvýšení teploty napěňovacího procesu. Toto opatření je podpořeno srovnáním tepelných analýz provedených na všech napěňovacích činidlech. Byly získány pěny s poněkud nepravidelnými plynovými buňkami (póry). Velké množství malých pórů je typické pro použití dolomitového napěňovacího činidla na rozdíl od použitého napěňovacího činidla uhličitanu vápenatého. V současné době se výhody dolomitového napěňovacího činidla od uhličitanu vápenatého vysvětlují především pro získání malých pórů. Na základě získaných poznatků, lze očekávat jasné vzájemné interakce mezi nimi  $\text{CaCO}_3$  a  $\text{MgCO}_3$ , které tvoří  $(\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2)$  a odchylky v počáteční teplotě jejich rozkladu a průběh reakce napěňovacího činidla (nadouvadla)  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$ . Chemická sloučenina  $\text{MgO}$  je velmi dobrá pro stabilizaci pěny. Jsou rozdíly v množství uvolněného plynu pro napěňovací proces.



*Foaming temperature – teplota napěňování 750 °C – černý sloupec, 800 °C – šedý sloupec, 825 °C – bílý sloupec*

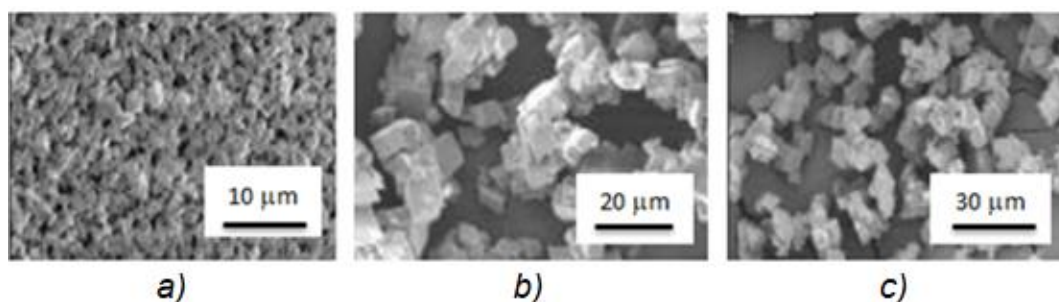
*Obr. 4.23 Hustoty vzorků hliníkových pěn ze slitiny AlSi9Cu3 při použití různých napěňovacích činidel  $\text{CaCO}_3$ ,  $\text{CaCO}_3 + \text{CaO}$ ,  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  v množství 3 a 5 hmot. %, při teplotách napěňování 750 °C, 800 °C a 825 °C, podle HAESCHEHO, jak uvádí SOLOKI, [49]*



Obr. 4.24 Struktura hliníkových pěn ze slitiny AlSi9Cu3; vlevo: s napěňovacím činidlem 5 hmot. %  $\text{CaCO}_3$  a stabilizačním činidlem 3 hmot. %  $\text{CaO}$ ; vpravo: s napěňovacím činidlem 5 hmot. %  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  a stabilizačním činidlem 3 hmot. %  $\text{CaO}$ , teplota napěňovacího procesu  $825\text{ }^\circ\text{C}$ , podle HAESCHEHO, jak uvádí SOLOKI, [49]

Metoda výroby kovových pěn, kde se do taveniny přidává napěňovací činidlo  $\text{CaCO}_3$  se nazývá také FOAMCARP (*Foaming of Aluminium MMC by Chalk-Aluminium Reaction in Precursor*), tj. napěňování hliníku MMC  $\text{CaCO}_3$  - reakce hliníku v prekurzoru. MMC – metal matrix composites). Tato metoda výroby kovových pěn, jak je obecně známo, je založena na výrobě prekurzoru (výchozí látka z níž vzniká chemickou přeměnou výsledný produkt).

Výroba prekurzoru vychází nejdříve z přípravy taveniny hliníku, která se smíchá s malým množstvím SiC, pak se přidá do taveniny napěňovací činidlo, kterým je  $\text{CaCO}_3$ . Po ztuhnutí takto ošetřené taveniny vytvoříme napěňovací prekurzor (polotovár). Zahříváním prekurzoru v napěňovací formě na určitou teplotu dojde k napěňovacímu procesu ve formě a ke vzniku napěněného hliníku. CURRAN [41] prováděl výzkum s použitím napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$ . Při posouzení vlivu čistoty a velikosti částic napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  na kinetiku napěňovacího procesu byly analyzovány prášky s velikostí částic mezi  $5\text{ }\mu\text{m}$  a  $70\text{ }\mu\text{m}$  s různou čistotou, sledováno pomocí scanovacího elektronového mikroskopu (SEM), mikrofotografie různých prášků jsou uvedeny na obr. 4.25.

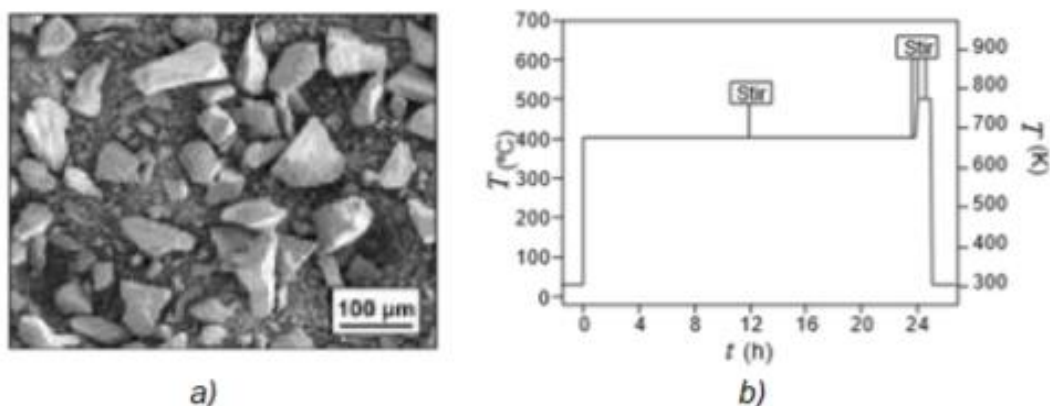


a) mleté  $\text{CaCO}_3$ , čistota 98%, b) vysrážené  $\text{CaCO}_3$ , čistota 99,5 % c) čisté  $\text{CaCO}_3$ , čistota 99,9 %

Obr. 4.25  $\text{CaCO}_3$ , různé podoby jeho částic, použité v procesu výroby kovových pěn metodou FORMGRIP, sledováno SEM CURRAN [41]



Současně byl také analyzován vliv napěňovacího činidla  $TiH_2$ , viz obr. 4.26 a), který byl tepelně zpracovaný podle časového teplotního režimu, viz obr. 4.26 b).



Obr. 4.26 a) použité tepelně zpracované napěňovací činidlo  $TiH_2$ ; b) režim tepelného zpracování prášku  $TiH_2$  před jeho použitím v procesu FORMGRIP (24 hodin na teplotě 400  $^{\circ}C$  a 1 hodina na teplotě 500  $^{\circ}C$ , odporová pec za přítomnosti vzduchu) CURRAN [41]

Napěňovací činidlo  $CaCO_3$  bylo použito pro výrobu hliníkových pěn procesem FOAMCART a napěňovací činidlo  $TiH_2$  bylo použito pro výrobu hliníkových pěn procesem FORMGRIP.

Pro výrobu pěn byly použity dva materiály pod označením *Duralcan<sup>TM</sup>* – Al-SiC s kovovou kompozitní maticí (*Metal Matrix Composites – MMCs*). Jeden měl označení F3S 10S a druhý F3S 20 S, odlišnost je v obsahu keramických částic, viz tabulka 4-6. V následující tabulce 4-7 je uvedené chemické složení slitin F3S10S a F3S20S, které byly použity na výrobu pěn. Současně jsou v tabulce 4-7 uvedeny i další slitiny, které mohou být použity při výrobě kovových pěn.

Tabulka 4-6 Charakteristika prášků pod označením *Duralcan<sup>TM</sup>* [41]

<i>Kompozitní materiál Duralcan<sup>TM</sup> na bázi Al-SiC s kovovou maticí (Material Matrix Composites – MMCs)</i>				
Označení slitiny	Chemické složení	Obsah SiC [hmot. %]	Rozsah velikosti částic [ $\mu m$ ]	Průměrná velikost částic [ $\mu m$ ]
<b>F3S 10S</b>	Al-Si9-Mg	10	3 až 19	9,3
<b>F3S 20S</b>	Al-Si9-Mg	20	5 až 24	12,8

*Napěňovací činidlo* – prášek hydridu titanu (325 mesh) obsahoval částice menší než 44  $\mu m$  byl dodán anglickou firmou *Goodfellow Cambridge Limited*. Před napěňovacím procesem byl tento prášek tepelně zpracován na vzduchu při teplotě 400  $^{\circ}C$  a 500  $^{\circ}C$ , vždy v dávce 5 g v otevřených keramických kelímcích podle časového teplotního režimu na obr. 4.26 b). Takto tepelně zpracovaný (před připravený) prášek  $TiH_2$  se vmíchal do taveniny hliníku nebo se přidal k prášku hliníku.

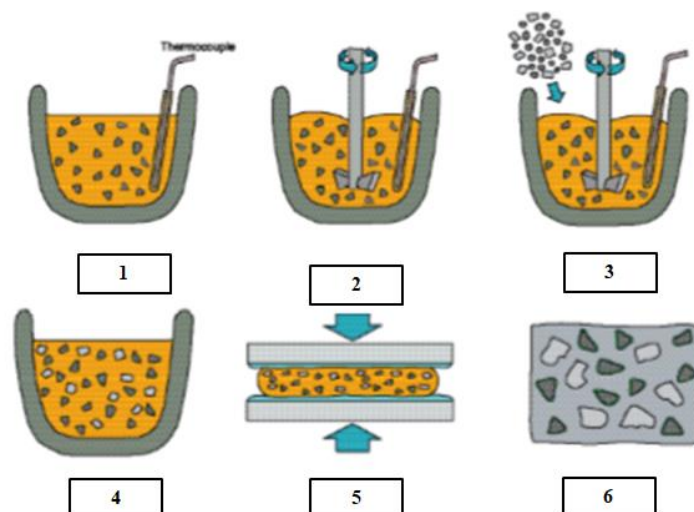
Tabulka 4-7 Přehled slitin pro výrobu hliníkových pěn [41]

<i>Chemické složení slitin hliníku používaných pro výrobu kovových „pěn“ [hmot. %]</i>									
Označení slitiny	Chemické označení	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn
<b>1050</b>	Čistý Al	0,25 max.	0,4 max.	0,05 max.	0,05 max.	0,05 max.	-	-	-
<b>LM 6</b>	AlSi 12	10,0 13,0	0,6 max.	0,1 max.	0,5 max.	0,1 max.	0,1 max.	0,1 max.	0,05 max.
<b>LM 10</b>	AlMg10	0,25 max.	0,35 max.	0,1 max.	0,1 max.	9,5 11,0	0,1 max.	0,1 max.	0,05 max.
<b>LM 25</b>	AlSi7Mg	6,5 7,5	0,5 max.	0,1 max.	0,3 max.	0,20 0,45	0,1 max.	0,1 max.	0,05 max.
<b>6061</b>	AlMg1SiCu	0,4 0,8	0,7	0,15 0,40	0,15 max.	0,8 1,2	-	0,25 max.	-
<b>F3S 10 S</b>	AlSi9Mg	8,5 9,5	0,2 max.	0,2 max.	0,03 max.	0,45 0,65	0,03 max.	0,03 max.	0,03 max.
<b>F3S 20 S</b>	AlSi9Mg	8,5 9,5	0,2 max.	0,2 max.	0,03 max.	0,45 0,65	0,03 max.	0,03 max.	0,03 max.

**Poznámka:** F3S 10 S a F3S 20 S mají stejná chemická složení, ale liší se obsahem SiC v kompozitu.

Použité napěňovací činidlo –  $\text{CaCO}_3$  bylo získáno od firmy Alfa Aesar Johnson Matthey GmbH. Byla získána tři napěňovací činidla  $\text{CaCO}_3$  s poměrně vysokou čistotou (rozemletý prášek o čistotě 98 %, prášek o čistotě 99,5 % a vysoce čistý prášek o čistotě nad 99,95 %).

Výroba hliníkové pěny procesem FOAMCARP, kde v prvním kroku je výroba napěnitelného prekursoru, proces je schematicky znázorněn na obr. 4.27 a slovně popsán dále.



Obr. 4.27 Schéma postupu výroby prekursoru pro metodu FOAMCARP výroby hliníkových pěn s použitím napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  CURRAN [41]

1. Množství 1 kg slitiny hliníku (např. AlSi12,  $T_{\text{tání}} = 577 \text{ }^\circ\text{C}$ ) se umístí do grafitového kelímku, který se zahřívá v peci na teplotu  $645 \text{ }^\circ\text{C}$  (cca o  $60 \text{ }^\circ\text{C}$  vyšší než bod tání

většiny použitých slitin). Měření teploty se provádí s použitím termočlánu typu K (NiCr-Ni) v ochranném obalu z oxidu hlinitého umístěného v kelímku na straně taveniny. Je možno provést i indukční ohřev materiálu, který je efektivní a zabezpečuje o mírné vznášení částic SiC v tavenině.

2. Když teplota taveniny dosáhne cca 645 °C, pec se vypne a tavenina se míchá při 450 ot·min<sup>-1</sup> pomocí míchadla z nerez oceli.
3. Do taveniny o teplotě 635 °C se přidá napěňovací činidlo CaCO<sub>3</sub>. Vhodné množství CaCO<sub>3</sub>, je cca 3 hmot. % (33 g CaCO<sub>3</sub> na 1100 g taveniny). Z důvodu, že napěňovací činidla CaCO<sub>3</sub> ani TiH<sub>2</sub> nejsou za normálních okolností dobře rozmísitelná (dispergovatelně rozložená) v tavenině kovu (nejčastěji v tavenině hliníku), proto je nutno ještě do taveniny přidat prášek hliníku (v tomto případě např. prášek AlSi12). Osvědčilo se množství prášku hliníku k CaCO<sub>3</sub> v poměru 1:2. To znamená, že k 33 g CaCO<sub>3</sub> je nutno ještě přidat 66 g prášku AlSi12 a současně se zavede vrtulové míchadlo z korozivzdorné oceli. Směs obou prášků se vmíchává do taveniny rychlostí cca 450 ot·min<sup>-1</sup> po dobu 60 s, aby se docílilo disperzního a pokud možno pravidelného rozložení částic obou prášků (CaCO<sub>3</sub> a SiC) v tavenině. Mícháním se tavenina chladí. Směs prášků se přidá do taveniny při její teplotě 635 °C. Hned se také tavenina míchá, po dobu cca 60 s. Současně se předpokládá, že mícháním se tavenina ochladí na teplotu 580 °C.
4. Tavenina AlSi12 s práškem CaCO<sub>3</sub> se míchá a částice CaCO<sub>3</sub> postupně v tavenině dispergují. Míchání se zastaví cca při teplotě 580 °C. Tím se získá stále více viskózní tavenina.
5. Takto získaná viskózní tavenina se nalije na teplo-odolnou desku potaženou nitridem bóru. Na povrch taveniny se také přiloží teplo-odolná deska, stlačená tak aby vznikla vrstva o tloušťce cca 25 mm, která tuhne na vzduchu.
6. Získá se napěnitelný prekurzor obsahující AlSi12 hmot. % a 10 obj. % SiC a 3 hmot. % napěňovacího činidla CaCO<sub>3</sub>.

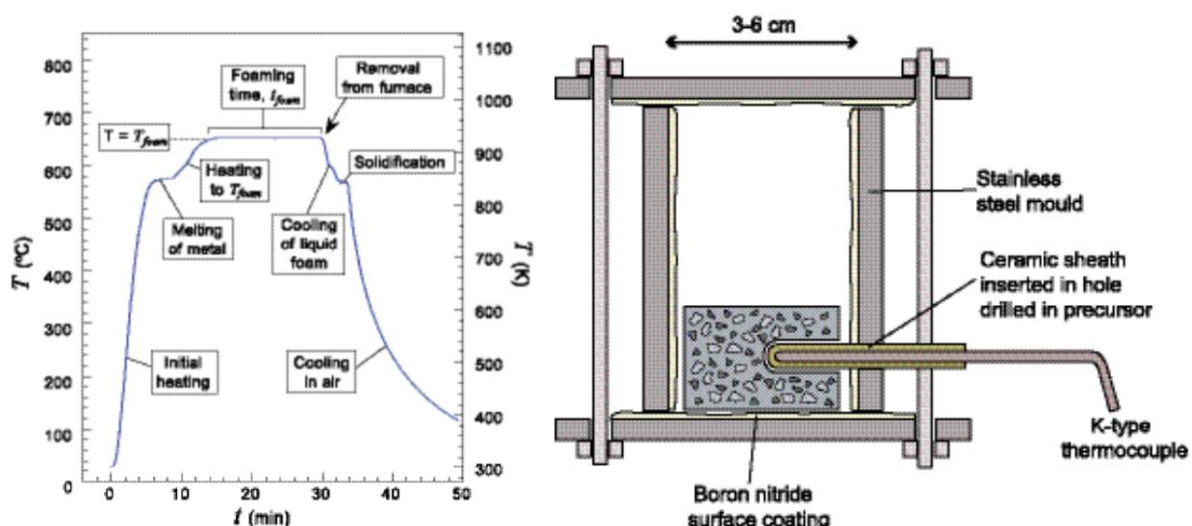
Pro míchání je nutno použít míchadlo z korozivzdorné oceli, aby nedošlo k rozpouštění železa během míchání a k jeho přenosu do taveniny. Tavenina je také během míchání v kontaktu s grafitovým kelímkem. Protože míchání taveniny probíhá na vzduchu, malé množství povrchového oxidu může být také přivedeno do taveniny. Takto vyrobený prekurzor docíloval relativní hustotu  $\rho^*/\rho = 0,8$  až 0,85, přičemž tato pórovitost je částečně v důsledku přivedení plynu během míchání do taveniny a částečně v důsledku předčasného uvolnění malého množství pěnového plynu.

*Výroba hliníkové pěny procesem FOAMCARP*, ve druhé fázi procesu jde o zpracování napěnitelného prekurzoru. Prekurzory o rozměrech (60 × 60 × 25 mm) byly umístěny do napěňovací formy, jak je znázorněno na obr. 4.28 (vpravo) a podrobeny tepelnému zpracování za účelem roztavení slitiny hliníku AlSi12 a současněmu jejímu napěnění tepelným rozkladem napěňovacího činidla CaCO<sub>3</sub>, viz obr. 4.28 (vlevo). Po ztuhnutí taveniny byla získána napěněná slitina AlSi12. Pro napěňovací proces byly tvarové formy z korozivzdorné oceli, jejichž vnitřek byl opatřen

ochrannou vrstvou boridu nitridu. Teplota během pění byla sledována termočlánkem vloženým do vyvrtaný otvor v prekurzorovém materiálu.

Napěňovací prekurzor se ohřeje na příslušnou teplotu, kdy se nataví slitina AlSi12 v prekurzoru a dojde k rozkladu  $\text{CaCO}_3(\text{s}) \Rightarrow \text{CaO}_2(\text{s}) + \text{CO}_3(\text{g})$  za vzniku napěněné taveniny pěny umístěním sestavy formy. Časová závislost teploty při ohřevu prekurzoru je na obr. 4.28 (vlevo). Hlavními proměnnými jsou teplota napěňování ( $T_{\text{foam}}$ ), což je teplota, která se rovná teplotě v peci v okamžiku vzniku napěňovacího procesu. Doba napěňování, která je definována jako doba, která nastává mezi okamžikem napěňování (teplota dosahuje hodnotu  $T_{\text{foam}}$ ) a okamžikem, kdy se napěňovaná hliníková slitina (AlSi12) odstraňuje z pece. Při experimentech, kde byl přerušen ohřev prekurzorů bylo zjištěno, že před dosažením teploty napěňování  $T_{\text{foam}}$  dochází k omezenému procesu napěňování.

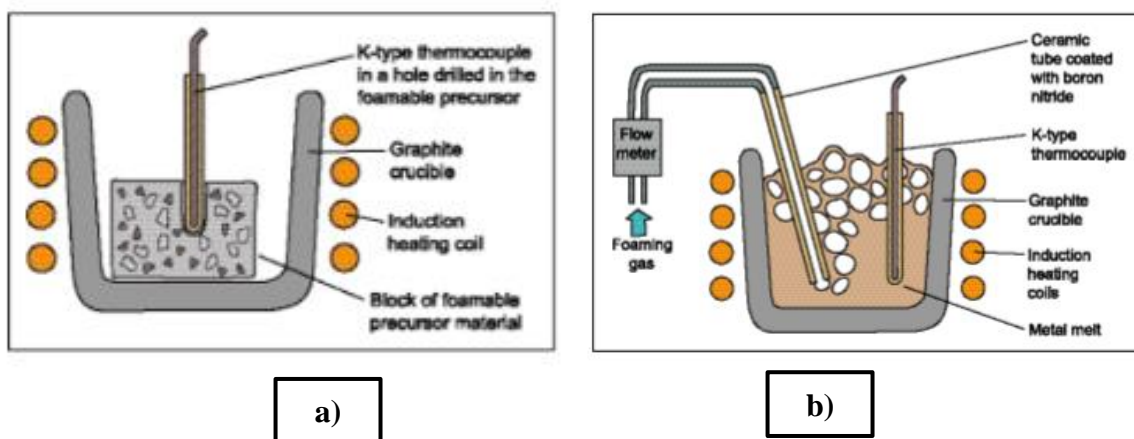
V následujících situacích bylo nutno stanovit požadované parametry ohřevu prekurzoru na základě získané široké škály teplot a časů napěňovacího procesu.



Obr. 4.28 Časová závislost teploty při napěňovacím procesu s teplotou napěňování  $T_{\text{foam}} = 650 \text{ } ^\circ\text{C}$  a časem napěňování  $t_{\text{foam}} = 900 \text{ s}$ , metoda výroby pěn FOAMCARP CURRAN (vlevo) a napěňovací forma (vpravo), CURRAN [41]

V procesu FORMGRIP jsou pěny na bázi  $\text{TiH}_2$  obvykle vyráběny ohřevem prekurzorů při teplotě  $630 \text{ } ^\circ\text{C}$  po dobu 1 až 2 min. v závislosti na požadovaném poměru  $\rho/\rho_s$ . Pěny  $\text{CaCO}_3$  vyžadují delší dobu napěňovacího procesu, která je cca 5 až 15 min. Teplota napěňovacího procesu je mírně vyšší  $650 \text{ } ^\circ\text{C}$  pro vyhovující výrobu hliníkové pěny (ze slitiny AlSi12). Z důvodu sledování teploty v prekurzoru při napěňovacím procesu je výhodné do prekurzoru zavést termočlánek. Po skončení napěňovacího procesu se termočlánek odstraní a napěňovací forma s obsahem pěny se nechá vychladnout na vzduchu.

*Indukční ohřev prekurzorů při napěňovacím procesu*, podle CURRANA [41], lze také pro ohřev prekurzorů při napěňování použít indukční ohřev. Tímto způsobem lze vyrábět hliníkové pěny, viz schéma experimentálního zařízení, které je na obr. 4.29 a). Zařízení se skládá z cívky induktoru, do které se vloží grafitový kelímek s napěňovacím prekurzorem. Teplotu při napěňovacím procesu je možno též měřit termočlánkem vloženým do prekurzoru, aby bylo možno sledovat průběh teploty a případně regulovat napěňovací proces. Vyrobená pěna je ochlazována na vzduchu. *Indukční ohřev tavenin při přímém napěňování kovových tavenin* – malé vzorky různých slitin je možno po indukčním natavení také napěňovat přívodem plynu z externího zdroje, jak je popsáno výše a schematicky znázorněno na obr. 4.29 b). Slitiny kovů se roztaví a zahřívají na teplotu napěňovacího procesu pomocí indukčního ohřevu. Pak se rychlost ohřevu snižuje, aby se udržela přibližně konstantní teplota s tolerancí  $\pm 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , plyny pro napěňování se do taveniny kovu přivádí řízenou rychlostí. Získaná napěněná kovová tavenina se může přivádět do tvarové formy, která je následně ochlazována na vzduchu.



Obr. 4.29 a) Experimentální zařízení pro indukční ohřev napěňovacích prekurzorů;  
 b) experimentální zařízení pro přímé napěňování taveniny po jejím indukčním natavení

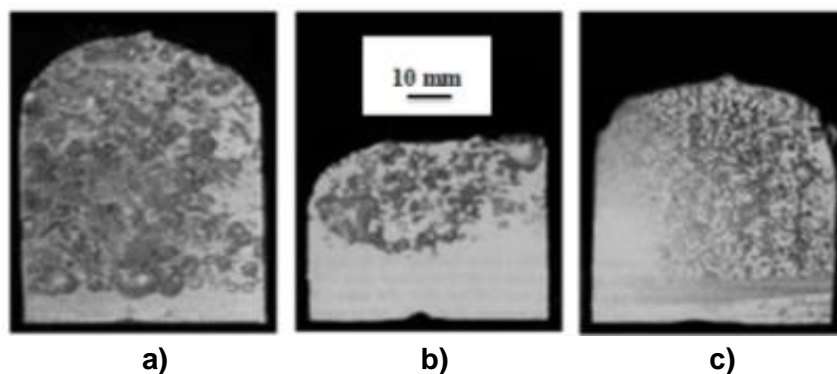
Z anglického popisu na obr. 4.29a) je zřejmý indukční ohřev napěňovacího prekurzoru. To se děje v grafitovém kelímku, ve kterém je zahříván materiál bloku prekurzoru. V prekurzoru je vyvrtaný otvor pro uložení termočlánku typu K, který sleduje jeho teplotu při zahřívání. Z obr. 4.29b) je patrný indukční ohřev taveniny napěňované přímo z externího zdroje plynu. Tavenina je zahřívána v grafitovém kelímku. Teplota taveniny je měřena termočlánkem typu K.

Výzkum prováděný CURRANEM [41] prokázal, že uhličitán vápenatý je účinným napěňovacím činidlem pro hliník, s několika pozoruhodnými výhodami ve srovnání v současné době používaným hydridem titanu. S použitím napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  byly vyrobeny a zkoumány charakteristické buněčné struktury v tomto případě hliníkové pěny, které jsou pro použití tohoto napěňovacího činidla typické. K výrobě hliníkových pěn prováděných CURRANEM [41] byly použity dvě metody. Metoda



(proces) FOAMCARP, která uplatňuje napěňovací činidlo  $\text{CaCO}_3$  a metoda (proces) FORMGRIP, která používá napěňovací činidlo  $\text{TiH}_2$ . Vyrobené pěny oběma metodami byly porovnány. Získané výsledky takto vyrobených pěn byly porovnány. Srovnáním výsledků je možno spatřovat řadu pozoruhodných rozdílů, pokud jde o strukturu vyráběných pěn a vliv různých parametrů na proces. Nejvýznamnějším konstrukčním znakem pěn na bázi uhličitanu vápenatého je menší velikost buněk a tenčí stěny oddělující plynové buňky od sebe. Použití napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  vede ke značnému zvýšení stability roztavených pěn. Mnohé z těchto vlastností jsou přisuzovány povrchům buněk, které jsou pokryty tenkým oxidovým filmem vytvořeným brzy v procesu napěňování. Také bylo sledováno složení a morfologie oxidického filmu. Současně byly diskutovány důsledky z hlediska úlohy SiC a byly zkoumány vlivy různých parametrů na a stabilitu roztavených pěn.

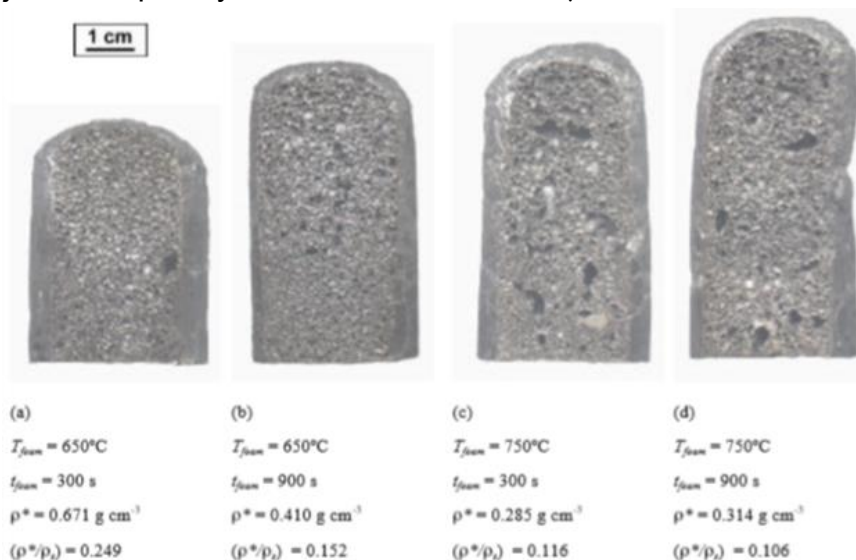
Na základě sledování účinnosti napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  bylo zjištěno, že uhličitan vápenatý je vysoce účinným napěňovacím činidlem pro hliník. S jeho použitím lze vyrábět hliníkové pěny s podobnou úrovní pórovitosti, jako jsou hliníkové pěny vyrobené pomocí hydridu titanu, avšak s několika významnými výhodami. Chemický rozklad uhličitanu vápenatého je více pozvolný, než je tepelný rozklad hydridu titanu při teplotě tavení hliníku. To znamená, že proces FOAMCARP pro výrobu hliníkových pěn je založen na výrobě napěňovacího prekurzoru a na jeho ohřevu, resp. tepelném zpracování. Pro výrobu prekurzoru se používá napěňovací činidlo  $\text{CaCO}_3$  v přírodním stavu, což je bez předchozí tepelné úpravy. To je rozdíl od publikace NAKAMURY [43], viz obr. 4.30, který naopak prováděl povrchovou úpravu  $\text{CaCO}_3$  před jeho napěňovacím účinkem, což je dvoustupňový proces, aby se při výrobě hliníkové pěny podpořila smáčivost taveniny. Na rozdíl od CURRANA [41], NAKAMURA [43] považuje povrchovou úpravu napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  před jeho použitím za velmi nutnou. Na obr. 4.31 jsou vyrobené pěny podle CURRANA [41] ze slitiny hliníku  $\text{AlSi9Mg0,5}$  a neošetřeného napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$ .



Obr. 4.30 Řezy hliníkových pěn s použitím napěňovacích činidel: a) hydridu titanu; b) uhličitanu vápenatého; c) před upraveného uhličitanu vápenatého, [43]

Jak je výše uvedeno, snížená rychlost napěňovacího procesu  $\text{CaCO}_3$  zlepšuje kontrolu napěňovacího procesu. CURRANO [41], zjistil, že výroba pěn ze slitiny  $\text{AlSi9Mg0,5}$  je nejúčinnější s přidavkem 10 obj. % SiC částic (označených SiCp)

a 3,3 hmot. % práškového  $\text{CaCO}_3$  o velikosti částic  $20 \mu\text{m}$ , protože se ukázala obtížnost zajištění disperzity částic menších než  $10 \mu\text{m}$ .



Obr. 4.31 Podélné řezy válcových těles vyrobených pěn pomocí napěnitelného prekurzoru (obsahujícího 10 objem. % částic  $\text{SiC}$  s velikostí  $9 \mu\text{m}$ , a 3,3 % hmot.  $\text{CaCO}_3$  dispergované v matrici  $\text{AlSi9Mg0,5}$ ) s různou teplotou ( $T_{\text{foam}}$ ) a dobou napěňovacího procesu ( $t_{\text{foam}}$ ). Příslušné technologické podmínky výroby pěn ovlivnily hustotu vyrobené pěny ( $\rho^*$ ) a relativní hustotu vyrobené pěny ( $\rho^*/\rho_s$ ) CUURAN, [41]

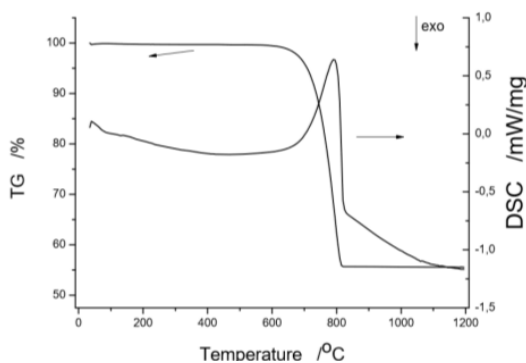
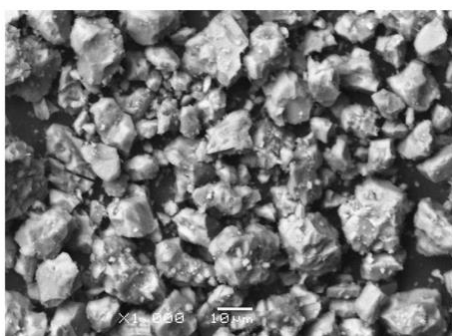
Optimální doba ohřevu napěňovacího prekurzoru, za účelem jeho napěňovacího účelu při výrobě hliníkové pěny ( $t_{\text{foam}}$ ), je od 600 do 900 sekund (tj. 10 min. až 15 min.) při teplotě při  $650^\circ\text{C}$ . Jak ukazuje výše této teploty je nižší, než jsou teoretické předpoklady na základě výpočtů pomocí změny Gibbovy energie. Takto vypočítaná teplota činí cca  $900^\circ\text{C}$ . Napěňovací teplota  $650^\circ\text{C}$  pro tepelný rozklad  $\text{CaCO}_3$  během napěňovacího procesu může být dostačující při značném znečištění hliníkové taveniny z důvodu přítomnosti různých technologických komponent. Při výrobě hliníkových pěn pomocí napěňovacího činidla hydridu titanu je vhodný čas napěňovacího procesu ( $t_{\text{foam}}$ ) od 60 do 180 sekund při teplotě ( $T_{\text{foam}}$ )  $630^\circ\text{C}$ . Metodou FOAMCARP lze vyrábět hliníkové pěny s vysoce homogenní buněčnou strukturou, s relativní měrnou hmotností,  $\rho^*/\rho_s$ , která je cca 0,15 až 0,2; při použití slitiny  $\text{AlSi9Mg0,5}$ . Z dílčích výsledků je zřejmé, že při teplotě napěňování ( $T_{\text{foam}} = 650^\circ\text{C}$ ) a době napěňování ( $t_{\text{foam}} = 300 \text{ s}$ ), byla dosažena objemová hmotnost pěny ( $\rho_{\text{foam}} = 671 \text{ [kg}\cdot\text{m}^{-3}]$ ), relativní objemová hmotnost ( $\rho_{\text{foam}}/\rho_{\text{compact}} = 0,25$ ). S rostoucím časem napěňování ( $t_{\text{foam}}$ ) cca 900 s při stejné teplotě napěňování ( $T_{\text{foam}} = 650^\circ\text{C}$ ) došlo ke snížení měrné hmotnosti pěny ( $\rho_{\text{foam}} = 410 \text{ [kg}\cdot\text{m}^{-3}]$ ), a tím i ke snížení relativní měrné hmotnosti ( $\rho_{\text{foam}}/\rho_{\text{compact}} = 0,15$ ). Se zvýšením teploty napěňování ( $T_{\text{foam}} = 750^\circ\text{C}$ ) a při čase napěňování ( $t_{\text{foam}} = 300 \text{ s}$ ) opět došlo k výrobě hliníkové pěny o nižší měrné hmotnosti ( $\rho_{\text{foam}} = 285 \text{ [kg}\cdot\text{m}^{-3}]$ ) a také o nižší relativní měrné hmotnosti ( $\rho_{\text{foam}}/\rho_{\text{compact}} = 0,12$ ). Opět lze pozorovat zvětšení délky vyrobené pěny. Při teplotě napěňování ( $T_{\text{foam}} = 750^\circ\text{C}$ ) a s delším časem napěňování ( $t_{\text{foam}} = 900 \text{ s}$ ) dochází k výrobě hliníkové pěny



o objemové hmotnosti ( $\rho_{\text{foam}}$ ) = 314 [kg·m<sup>-3</sup>] a relativní objemové hmotnosti ( $\rho_{\text{foam}}/\rho_{\text{compact}}$ ) = 0,11.

Použitím napěňovacího činidla CaCO<sub>3</sub> při výrobě hliníkových pěn se také zabýval KEVORKIJAN [40], Úspěšně nahradil napěňovací činidlo – prášek TiH<sub>2</sub> za uhličitán vápenatý (CaCO<sub>3</sub>). Na obr. 4.32 je uveden CaCO<sub>3</sub> a jeho křivky TG a DSC. Z těchto křivek je patrné, že tepelný rozklad tohoto CaCO<sub>3</sub> je nad teplotou 800 °C.

Pro výrobu pěn použil [40] několik prášků uhličitánu vápenatého s různou průměrnou velikostí částic (38, 72 a 120 μm). Byly vyrobeny pěnové prekurzory s různým podílem prášku CaCO<sub>3</sub> (3 až 10 objem %). Prekurzory byly vyrobeny pomocí taveniny i metodou práškové metalurgie. Prekurzory získané práškovou metalurgií vykazovaly vynikající homogenitu a hustotu ≥ 98 %. Pro výrobu prekurzorů vyrobených cestou práškové metalurgie bylo použito 3 až 7 objemových % CaCO<sub>3</sub> o průměrné velikosti částic 38 μm, hustoty ≥ 99 %. Byla vyhodnocena účinnost napěňovacího procesu experimentálně připravených prekurzorů na základě vyhodnocení relativní hustoty získaných pěn (zdánlivá objemová hmotnost pěny dělena hustotou kompaktního hliníku).



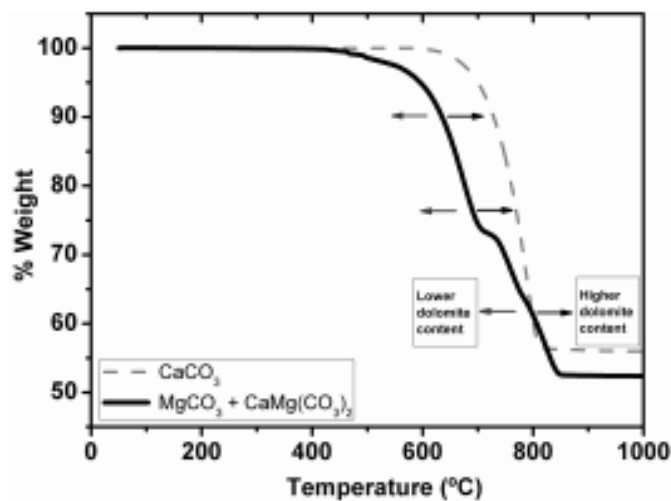
Obr. 4.32 Částice CaCO<sub>3</sub>, sledováno skenovacím mikroskopem (vlevo); termogravimetrická křivka – TG a křivka diferenciálního kalorimetrického měření – DSC pro CaCO<sub>3</sub> (vpravo) [40]

Z experimentálních zjištění vyplynulo, že zdánlivá měrná hmotnost vzorků pěny je nepřímo úměrná měrné hmotnosti napěněného prekurzoru. Takto napěnitelné prekurzory s vyšší měrnou hmotností vedly k napěněným vzorkům s nižší zdánlivou měrnou hmotností a vyšší účinností napěňování. Vyšší účinnost napěňování vede k tvorbě „pěny“ s jemnějšími póry. Mechanické vlastnosti (pevnost v tlaku a absorpce energie) vzorků pěn jsou také velmi ovlivněny účinností napěňování. Pro rozsah analyzovaných pěn, cca 550 kg·m<sup>-3</sup>, pevnost v tlaku dosahovala až hodnotu cca 13 MPa u vzorků s nižší účinností napěňování cca 79,6 %. Na rozdíl od maximální hodnoty absorpce energie, která byla dosažena u pěn s nejvyšší účinností napěňování. Z dosažených výsledků je zřejmé, že vlastnosti hliníkové pěny výrazně závisí na její pórovitosti. Porovnáním vlastností pěn získaných prostřednictvím napěňovacích činidel TiH<sub>2</sub> a CaCO<sub>3</sub> bylo zjištěno, že mikrostruktura, pevnost v tlaku a absorpce nárazové energie jsou při použití obou napěňovacích činidel srovnatelné.

Hodnocením prášků pro napěňovací účely na bázi  $\text{CaCO}_3$  pro výrobu hliníkových pěn se také zabývali LAZÁRA et al. [44] prováděli systematickou studii o hodnocení pěnivosti použitím alternativní směsi uhličitánů v roztaveném hliníku. Pěny byly vyráběny změnou obsahu uhličitánů, jejich vmíchávání do taveniny hliníku a následně byl prováděn napěňovací proces. Kromě toho bylo také testováno přidání malého množství  $\text{TiH}_2$  v kombinaci s těmito uhličitany. Experimentální výsledky naznačují, že s použitím napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  při dodržení správného technologického režimu by mělo být možné získat pěny hliníku s podobnou kvalitou, jako při použití napěňovacího činidla  $\text{TiH}_2$ , avšak s nižšími náklady. Tím byly potvrzeny závěry výzkumu [41]. Současně [44] uvádí, že při použití napěňovacího činidla  $\text{TiH}_2$  je vždy nutno požit i stabilizační činidlo, čímž je např.  $\text{SiC}$  (velikost částic 5 až 25  $\mu\text{m}$ ). V této souvislosti MIYOSHI [45] uvádí dva vlivy použití  $\text{CaCO}_3$ , to jsou naplyňující a stabilizační efekt vyráběných pěn.

Jak potvrzuje i GERGELY et al. [46], při použití napěňovacího činidla  $\text{TiH}_2$ , je ho nutno předem tepelně ošetřit.

Prováděný výzkum LAZÁREM et al [44] potvrdil, že rozklad  $\text{CaCO}_3$  vykazuje zvýšenou teplotu náběhu, viz obr. 4.33, ve srovnání s  $\text{TiH}_2$  (na obr. není uvedeno) s jeho tepelným rozkladem, resp. časným uvolněním plynu, které mají za následek problémy s disperzitou, příliš rychlou expanzí, atd.



Weight – hmotnost; temperature – teplota;

Obr. 4.33 Termogravimetrické křivky, čárkovaná přísluší  $\text{CaCO}_3$ , plná křivka přísluší směsi  $\text{MgCO}_3 + \text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$ , [44]

Autoři [44] použili napěňovací činidlo, které nazvali alternativní uhličitan navržený a hodnocený v této publikaci je označován jako „flotation sterile“, tj. sterilní flotace. Spočívá ve směsi hrubých prášků magnezitu a dolomitu (kde částice jsou menší než 250  $\mu\text{m}$ ). Hlavní výhodou tohoto napěňovacího činidla, ve srovnání s komerčními napěňovacími činidly  $\text{TiH}_2$  nebo  $\text{CaCO}_3$ , je to, že  $\text{MgCO}_3$  a  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  je možno získat na základě jejich původu vedlejší produkty ( $\text{CaO}$ ,  $\text{MgO}$ ).

Z termogravimetrické křivky na obr. 4.33 pro směs  $\text{MgCO}_3 + \text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  vyplývá, že tepelný rozklad se vyskytuje mezi teplotami od 500 do 850 °C (to je mezi termogravimetrickými křivkami pro  $\text{TiH}_2$  a pro  $\text{CaCO}_3$ ) a probíhá ve dvou krocích.

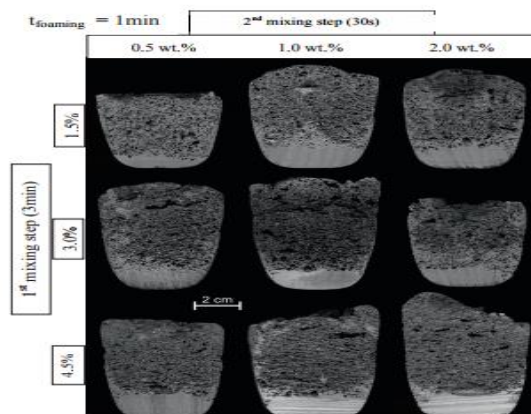
*První krok* – pokles odpovídá především rozkladu magnezitu. *Druhý krok* odpovídá, jak rozkladu magnezitu, tak rozkladu dolomitu. Změna obsahu dolomitu v prášku termogravimetrické křivky může být posunuta na vyšší nebo nižší teploty a nabízí další možnosti výběru správného prášku napěňovacího činidla v závislosti na vlastnostech použité slitiny. Kromě toho rozklad „sterilní flotace“ přímo produkuje jak  $\text{CaO}$ , tak  $\text{MgO}$ , na rozdíl od uhličitanu vápenatého, který produkuje pouze  $\text{CaO}$ . To nabízí několik dalších výhod. Jeho použití na jedné straně není omezeno na slitiny Al-Mg, což je nezbytné pro zajištění přijatelné stability a účinnosti pěny při napěňovacím procesu s  $\text{CaCO}_3$  [47].

Napěňovací procesy výzkumníků [44] pro výrobu pěny ze slitiny hliníku byly aplikovány na slitině typu AlCu4Mg1Mn1) o hmotnosti 500 g, teplota tavení 660 až 680 °C. K napěňování byl popužit grafitový kelímek, bylo provedeno několik experimentů s obsahem napěňovacího činidla od 0,7 do 5 hmot. % směsi prášků  $\text{MgCO}_3 + \text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  napěňovacího činidla. Vždy do taveniny bylo dáno příslušné množství napěňovacího činidla a tavenina byla míchána po dobu od 1 do 3 minut, při otáčkách míchadla 600 ot·min<sup>-1</sup>. Po smíchání byl kelímek po určitou dobu udržován na příslušné teplotě, v době, kdy probíhal proces expanze. Pak byl kelímek s napěněnou taveninou vyjmut z pece a jeho ochlazování probíhalo na vzduchu, až do ztuhnutí taveniny. Pokud se používá dvoustupňové napěňování, pak se ihned po prvním míchání taveniny přidává další napěňovací činidlo a míchá se po dobu 30 sekund. Pak kelímek se nechá opět po určitou dobu v peci a tavenina je udržována na určité teplotě, která byla zvolena na základě zjištěné příslušné TG (viz obr. 4.33). Při udržování taveniny na určité teplotě probíhá proces expanze. Pak je tavenina vyjmutá z pece a její ochlazování probíhá na vzduchu až do jejího ztuhnutí. Na obr. 4.34 jsou výsledky výzkumníků [44] dvoustupňového napěňování s použitím  $\text{MgCO}_3 + \text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$ .

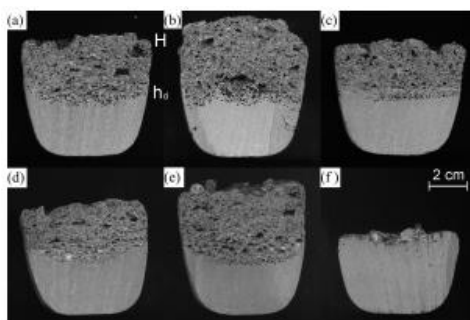
Na obr. 4.35 jsou řezy vzorků pěn, které byly vyrobeny při různých podmínkách (% prášku, čas míchání, čas napěňování) (a) 1,5 % hmot., 1 min, 60 s; (b) 2,5 % hmot., 1 min, 60 s; (c) 5% hmot., 1 min, 60 s; (d) 1,5% hmot., 1 min, 30 s; (e) 1,5% hmot., 1 min, 120 s; (f) 1,5% hmot., 3min, 120 s, podle LAZÁRA, [44], s použitím směsi napěňovacích činidel  $\text{MgCO}_3 + \text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  a hliníkové slitiny AlCu4Mg1Mn1.

Na obr. 4.35 je také možno pozorovat, že na vyrobených napěněných dílech ze slitiny AlCu4Mg1Mn1 je nenapěněná oblast, téměř ve stejné výšce. V této souvislosti byla také hodnocena doba míchání taveniny. Bylo zjištěno, že pokud se doba míchání zvýší z 1 minuty na 3 minuty, pak na taveninu působí nadměrná oxidace. Tomu odpovídá obr. 4.35 f). Vliv doby napěňovacího procesu je zřejmý z obr. 4.35a), obr. 4.35 d) a 4.35 e), které znázorňují strukturu vzorků při použití 1,5 hmot. % napěňovacího činidla. Z těchto výsledků je patrné, že na napěňovací proces má pozitivní vliv množství napěňovacího činidla a doba napěňovacího procesu, viz napěnění na obr. 4.35 b), k tomuto napěnění přispělo 2,5 hmot. % napěňovacího činidla a doba napěňování 60 s. K napěnění na obr. 4.35e) přispělo 1,5 % napěňovacího činidla a doba napěňování 120 s. Z výsledků autorů [44] je zřejmé, že

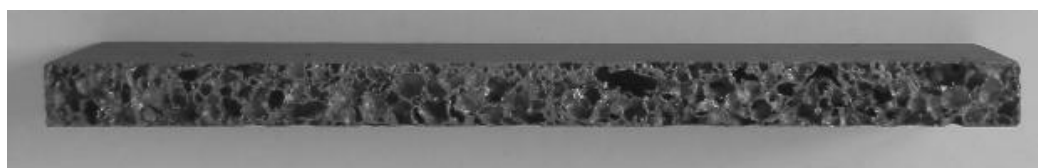
rychlost expanze této směsi napěňovacích činidel je velmi nízká, ale konstantní. Tento pomalý růst, způsobený postupným rozkladem směsi napěňovacích činidel ukazuje její vysokou stabilitu při srovnání s napěňovacím činidlem  $\text{CaCO}_3$ .



Obr. 4.34 Řez vyrobenými pěny při jednostupňovém a dvoustupňovém napěňování [44]



Obr. 4.35 Řezy vzorků pěn, které byly vyráběné při různých podmínkách v pořadí hodnot (% prášku, čas míchání, čas napěňování) (a) 1,5 % hmot., 1 min, 60 s; (b) 2,5 % hmot., 1 min, 60 s; (c) 5% hmot., 1 min, 60 s; (d) 1,5% hmot., 1 min, 30 s; (e) 1,5% hmot., 1 min, 120 s; (f) 1,5% hmot., 3min, 120 s, napěňovací činidlo  $\text{MgCO}_3 + \text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$ ;  $\text{AlCu4Mg1Mn1}$ , [44]



Obr. 4.36 Řez pěnou vyrobenou práškovou metalurgií pomocí napěňovacího činidla  $\text{TiH}_2$

Jak je patrné z kapitoly 4.4, je velká snaha výzkumníků vyrábět hliníkové „pěny“ s použitím napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$ . Zatím z dosažených a publikovaných výsledků je zřejmé, že nebyla dosažena taková kvalita pěny, která je na obr. 4.36. Tato pěna byla vyrobená pomocí práškové metalurgie s použitím napěňovacího činidla  $\text{TiH}_2$ .

## 5. KOVY PRO VÝROBU CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ A LÁTKY ZVYŠUJÍCÍ VISKOZITU TAVENIN KOVŮ

### 5.1 Kovy a slitiny kovů pro výrobu celulárních materiálů

Pro výrobu kovových celulárních materiálů (kovových pěn a porózních kovových materiálů) se používají především kovy s nízkou hustotou. Protože je důležité, aby měrná hmotnost keramických částic, které se používají pro tvorbu stěn vzduchových bublin byla srovnatelná s hustotou taveniny kovu. To je důležité především pro výrobu kovových pěn, které jsou založeny na přímém napěňování plynem z externího zdroje. Tak např. hustota tavenin slitin hliníku se pohybuje od 2300 do 2380 [kg·m<sup>-3</sup>], hustota drobných částic SiO<sub>2</sub> o velikosti 0,1 mm vykazuje měrnou hmotnost cca 2600 [kg·m<sup>-3</sup>]. Tyto částice se pohybují v dolní části a nebo sedimentují na dně napěňovacích kelímků. Proto je důležité, aby plyn pro napěňování byl přiveden až ke dnu kelímku.

Pro výrobu hliníkových celulárních materiálů (hliníkových pěn) se používá řada slitin hliníku [23] např. EN AW 1060, EN AW 3003, EN AW 6016 nebo EN AW 6061, AlMg<sub>1</sub>Si<sub>0,6</sub> což jsou slitiny pro tváření. Dle [23] se nejčastěji pro přímé napěňování taveniny používá slitina A 356 (EN AC 42 100 – AlSi<sub>7</sub>Mg<sub>0,3</sub>), k této slitině je možno použít 1 hmot. % hořčíku. Toto malé množství hořčíku mírně snižuje hustotu taveniny, což je výhodné pro přímé napěňování taveniny plynem z externího zdroje. Dále je možno použít slitinu EN AC 42 200, tato slitina obsahuje 0,6 hmot. % hořčíku. Bylo zjištěno, že při použití slitin hliníku určených pro tváření, vyráběné pěny vykazují menší velikost plynových buněk než při použití slitin slévárenských. Pro výrobu celulárních materiálů na bázi práškové metalurgie lze použít také slitinu AlSi<sub>12</sub>.

Pro výrobu pěn přímým napěňováním taveniny, se výše uvedené slitiny používají nejčastěji pro výrobu tzv. kovového matricového kompozitu (*MMC – Metal – Matrix – Composit*). To znamená, že příslušný kov se po natavení smíchá s příslušným množstvím keramického materiálu (SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO atd.) a tavenina se důkladně promíchá, aby přidané částice keramického materiálu měly v tavenině pokud možno homogenní rozložení. Po ztuhnutí taveniny tento materiál nazýváme *kovový matricový kompozit*. Při použití slitiny EN AC 42 100 se ukázalo, [24], že před přípravou tohoto kovového matricového kompozitního materiálu je dobré částice SiC (o velikosti 10μm) tepelně zpracovat. Ohřev a výdrž na teplotu 950 °C po dobu 1 hodiny a pak výdrž na teplotě 650 °C po dobu 2 hodin. Tepelné zpracování se provádí za účelem snížení absorbovaných plynů v částicích SiC. Při použití slitiny hliníku AlSi<sub>7</sub>Mg<sub>0,3</sub> pro výrobu hliníkových pěn (teplota 650 až 680 °C) je nutno též do taveniny nasypat částice keramického materiálu. Následně je nutné provést spolu s taveninou jejich míchání s otáčkami 1400 ot/min. Po ztuhnutí této slitiny je vyroben kovový matricový kompozit. Jako v jiném případě, tento kompozit se následně opět taví a opět míchá, když tavenina dosáhne 700 °C. To je z důvodu nutnosti homogenního uspořádání částic SiC v tavenině. Do této taveniny se může podle okolností přidat ještě 5 objem. % procent částic SiC a následně za přítomnosti napěňovacího média nebo napěňovacího činidla probíhá napěňování taveniny.

V těchto případech se nejčastěji sleduje vliv keramických částic na vlastnosti vyráběných pěn. Byly sledovány experimenty, kdy se přidávalo do taveniny 10 objem. % SiC, dále 15 objem. % a 20 objem % SiC. Při napěňování teplota taveniny byla 730 °C a do taveniny byl vždy dmýchán vzduch v množství 2 až 4 l /min při tlaku 0,2 MPa. Výsledky ukázaly, že při doplněném množství 5 obj. % SiC dosahuje porozita vyrobené pěny 96 %, tlouška stěny plynové buňky je cca 100 μm a měrná hmotnost vyrobené pěny ze slitiny hliníku (AlSi7Mg0,3) činí 100 [kg·m<sup>-3</sup>]. Při použití 10 obj. % SiC se získala porozita 94 % a tloušťka stěny plynové buňky činila 180 μm a měrná hmotnost vyrobené pěny slitiny hliníku byla 160 [kg·m<sup>-3</sup>]. Při použití 15 obj. % SiC se získala porozita pěny 90 %, tloušťka stěny buňky činila 250 μm a měrná hmotnost pěny hliníkové slitiny činila 250 [kg·m<sup>-3</sup>]. Při použití 20 obj. % SiC porozita vyrobené pěny činila 88 %, tloušťka buněčné stěny byla 370 μm a měrná hmotnost pěny hliníkové slitiny činila 320 [kg·m<sup>-3</sup>]. Velikost buněk se pohybovala od 18,5 do 20,5 mm.

## 5.2 Fyzikální vlastnosti tavenin kovů

Taveniny kovů a jejich slitin jsou média, jejichž kinematičká viskozita řádově odpovídá Newtonovské kapalině, proto se taveniny kovů řídí zákony hydromechaniky.

### 5.2.1 Viskozita tavenin kovů

Viskozita charakterizuje vnitřní odpor taveniny (kapaliny) proti proudění, vyvolaný vnitřním třením částic taveniny při jejich pohybu. Čím je tedy vyšší viskozita (vnitřní tření) taveniny, tím pomaleji tavenina teče, má menší tekutost. S rostoucí teplotou taveniny se její viskozita zmenšuje a tím má tavenina vyšší tekutost. Viskozita se rozděluje do dvou skupin (dynamická, kinematičká).

*Dynamická viskozita* (vnitřní tření) charakterizuje odpor, který klade kapalina vlastnímu pohybu (toku) nebo jiné vzájemné změně částic kapalného média. Odpovídá síle potřebné k určitému posuvu proudícího média (hmotnost 1 kg posuvu za časovou jednotku 1 sekundu o délku 1 m).

Jednotkou je 1 Pa·s (Pascal sekunda, kg·m<sup>-1</sup>·s<sup>-1</sup>). Dynamická viskozita  $\eta$  (éta) se vypočítá ze vztahu:

$$\eta = \frac{\tau}{\frac{dv}{dy}} [kg \cdot s^{-1} \cdot m^{-1}, N \cdot s \cdot m^{-2}, Pa \cdot s], \quad (5.1)$$

kde značí:  $\tau$  – tangenciální napětí působícího mezi vrstvami kapaliny ve směru pohybu prostředí;  $dv/dy$  – velikost rychlostního spádu kolmého k pohybu proudu kapaliny.

Dynamická viskozita je podíl tangenciálního napětí  $\tau$  působícího mezi vrstvami (částicemi) kapaliny ve směru pohybu prostředí k velikosti rychlostního spádu  $dv/dy$  kolmého k proudu.

Dynamická viskozita čistého hliníku je cca 0,0012 až 0,0013 [Pa·s].



Kinematická viskozita  $\vartheta$  (théta) lépe vystihuje vliv taveniny na rychlost jejího proudění. Kinematickou viskozitu lze vypočítat ze vztahu:

$$\vartheta = \frac{\eta}{\rho} [m^2 \cdot s^{-1}] \quad (5.2)$$

kde značí:  $\rho$  – hustotu taveniny [ $kg \cdot m^{-3}$ ] (hliníková tavenina má hustotu cca  $2380 kg \cdot m^{-3}$ ).

Kinematická viskozita hliníku je cca  $5,04 \cdot 10^{-7}$  až  $5,65 \cdot 10^{-7} [m^2 \cdot s^{-1}]$ . Viskozita tavenin, resp. tekutin exponenciálně s teplotou klesá. Teplotní závislost viskozity je vyjádřena pomocí Arrheniovy rovnice [20]:

$$\eta = \eta_0 \cdot \exp\left(\frac{E_A}{R \cdot T}\right) [Pa \cdot s], \quad (5.3)$$

kde značí:  $\eta_0$  – frekvenční faktor [ $Pa \cdot s$ ],  $E_A$  – aktivační energii viskózního toku, potřebnou pro překonání potenciálových bariér při přechodu částic mezi pohybujícími se vrstvami [ $J \cdot mol^{-1}$ ],  $R$  – univerzální plynovou konstantu  $8,314 [J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}]$ ,  $T$  – teplotu [ $K$ ].

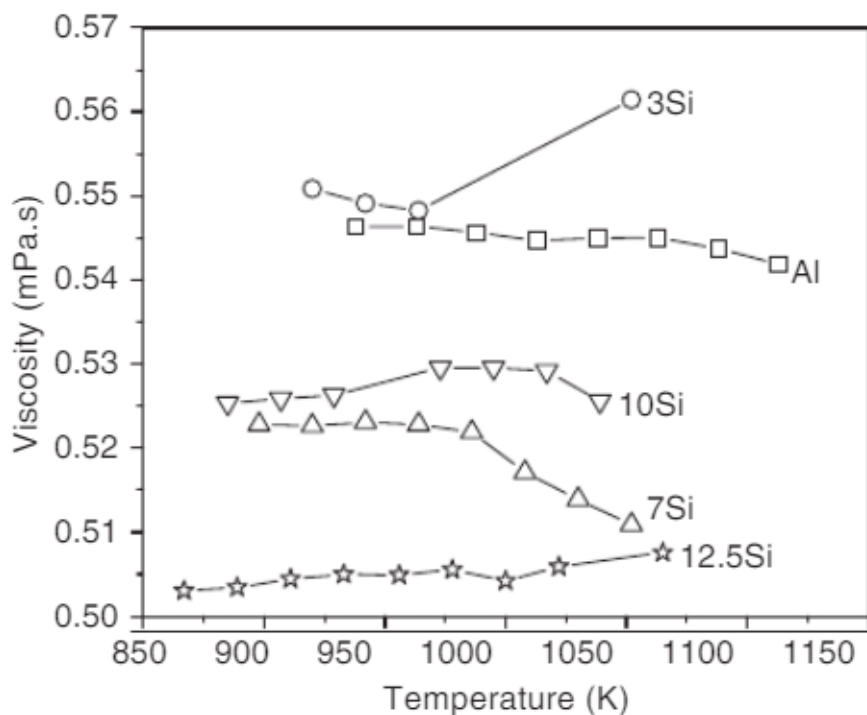
Z metalurgické praxe je známo, že zvýšení teploty taveniny slitiny hliníku o  $100 \text{ }^\circ C$  vede ke snížení její viskozity cca o 20 %.

Rovnice (5.3) je vhodná pro stanovení dynamické viskozity roztavených anorganických slitin při teplotách, při kterých je nízká viskozita (pod  $1 kPa \cdot s$ ) [21]. Veličina dynamické viskozity je podle SI soustavy v jednotkách [ $Pa \cdot s$ ]. Také se někdy udává [ $kg \cdot s^{-1} \cdot m^{-1}$ ]. Dynamická viskozita podle různých autorů, především v přírodních vědách, je také udávána  $mPa \cdot s$ , tj. *mili Pascal sekunda* =  $0.001 [Pa \cdot s]$ .

Jsou známé hodnoty dynamické viskozity čistého hliníku, ale málo se udávají hodnoty viskozity slitin hliníku např. na bázi Al – Si. Těmto slitinám věnovali pozornost např. SHIRANGAM [17]. Také málo publikované jsou hodnoty viskozity v závislosti na teplotě. Z fyzikálních zákonitostí je známo, že s rostoucí teplotou viskozita látek, resp. tavenin kovů klesá. Na obr. 5.1, obr. 5.2, obr. 5.3 jsou závislosti viskozity různých slitin typu Al-Si na teplotě.

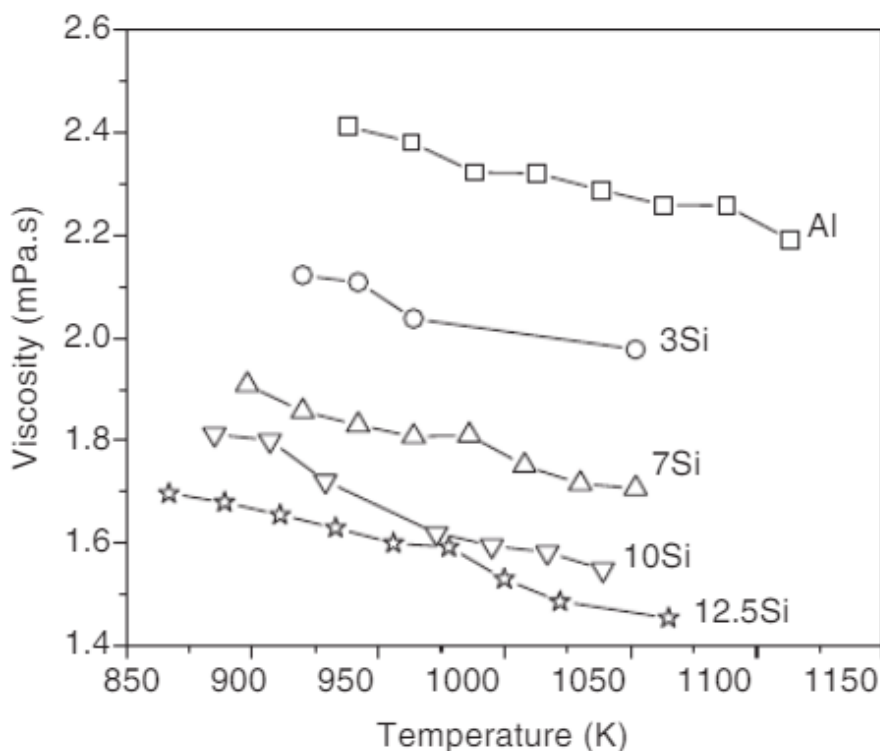
Hodnoty viskozity tavenin při používaných hodnotách jejího přehřátí jsou řádově podobné s viskozitou vody. To dovoluje aplikaci zákonů hydromechaniky při proudění tavenin v kanálech (vtokové soustavě) formy. Vyšší hodnota viskozity taveniny zpomaluje její proudění kanálem.

Cizí částice (např. struska) v tavenině zvyšují její viskozitu. Viskozita tavenin kovů se záměrně zvyšuje při výrobě kovových pěn přidáváním různých látek (SiC,  $Al_2O_3$ , MgO, atd.).



Viscosity – viskozita; Temperatura – teplota

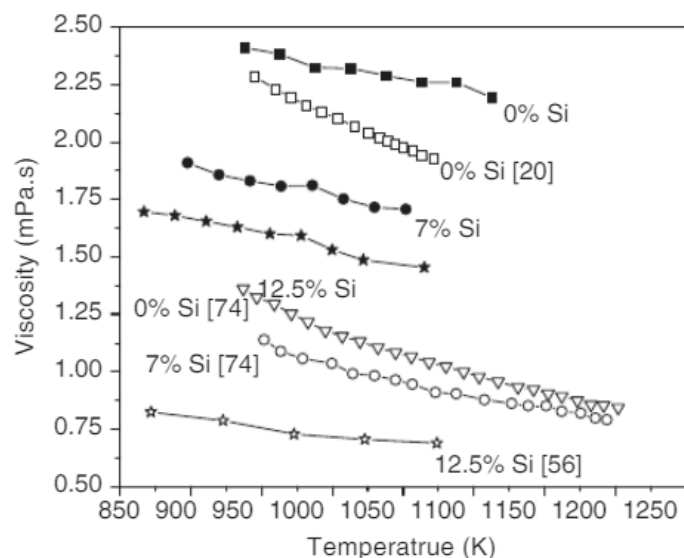
Obr. 5.1 Hodnoty viskozity hliníku a slitin hliníku s křemíkem v závislosti na teplotě podle SRIRANGAMA et al. [17]



Viscosity – viskozita; Temperatura – teplota

dynamická viskozita  $1,42 \text{ mPa}\cdot\text{s} = 0,00142 \text{ Pa}\cdot\text{s} [\text{kg}\cdot\text{s}^{-1}\cdot\text{m}^{-1}]$ ; kinematická viskozita se vypočítá když se dynamická viskozita vydělí hustotou; kinematická viskozita  $0,00142 : 2380 = 5,9 \cdot 10^{-7} [\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}]$

Obr. 5.2 Hodnoty viskozity hliníku a podeutektických slitin hliníku s křemíkem podle empirického modelu, [17]



Viscosity – viskozita; Temperatura – teplota

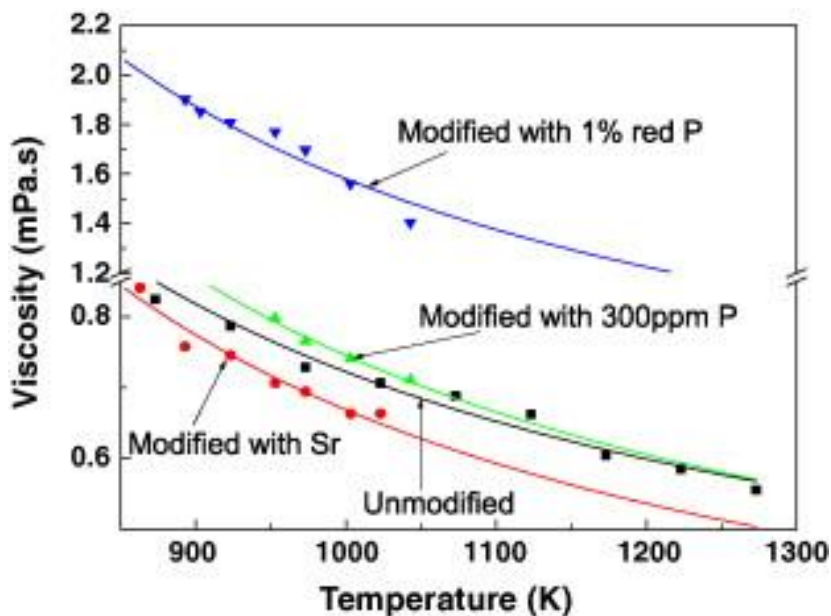
**Poznámka** – publikace jsou jen pro tento obrázek:

[20] IIDA, T. and R.I.L. GUTHRIE. *The Physical Properties of Liquid Metal*, Clarendon Press, 1988.

[56] SONG, X. BIAN, X. ZHANG, J. and J. ZHANG. *Journal of Alloys and Compounds* 479, 2009, p. 670.

[74] SKLYARCHUK, V. et al. *International Journal of Thermophysics*. 30 (2009), p. 1400.

Obr. 5.3 Srovnání hodnot viskozity Al a Al-Si slitin experimentálně stanovených s hodnotami viskozity uvedenými v literatuře, podle SRIRANGAMA et al. [17]



Viscosity – viskozita; Temperatura – teplota  
Modified – modifikovaný; Unmodified – nemodifikovaný

Obr. 5.4 Závislost dynamické viskozity na teplotě u nemodifikované slitiny AlSi12 (pro orientační posouzení hodnot), [19]

V tabulce 5-1 jsou uvedeny hodnoty dynamické a kinematické viskozity různých tavenin kovů, pro porovnání hliníku s ostatními neželeznými kovy.

Tabulka 5-1 Hodnoty dynamické a kinematické viskozity různých tavenin kovů Kalousek [1]

<i>Hodnoty viskozity tavenin vybraných kovů</i>				
Kov (slitina kovů)	Měrná hmotnost taveniny [kg·m <sup>-3</sup> ]	Teplota [°C]	Dynamická viskozita $\eta$ [Pa·s]	Kinematická viskozita $\nu$ [m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup> ]
Hliník	2410	750	$2,70 \cdot 10^{-3}$	$1,06 \cdot 10^{-6}$
		700	$3,00 \cdot 10^{-3}$	$1,25 \cdot 10^{-6}$
Měď	8450	1150	$3,80 \cdot 10^{-3}$	$0,45 \cdot 10^{-6}$
Zinek	6650	500	$3,68 \cdot 10^{-3}$	$0,54 \cdot 10^{-6}$
Cín	10645	400	$1,37 \cdot 10^{-3}$	$0,20 \cdot 10^{-6}$
Železo	7400	1600	$4,00 \cdot 10^{-3}$	$0,53 \cdot 10^{-6}$
LLG (litina)	6900	1310	$2,65 \cdot 10^{-3}$	$0,30 \cdot 10^{-6}$
LKG (litina)	6800	1260	$2,10 \cdot 10^{-3}$	$0,29 \cdot 10^{-6}$

V tabulce 5-2 jsou charakteristické hodnoty taveniny hliníkové slitiny AISi12 a slitiny AISi12 modifikované stronciem a fosforem. Veličiny uvedené v tabulce 5-2 značí:  $\eta_0$  je pro exponenciální faktor v Arrheniově rovnici, viz (5.3),  $\eta_L$  je viskozita při teplotě likvidu,  $E_a$  je aktivační energie pro viskózní proudění a  $T_L$  je teplota likvidu, [20]. Tato hodnoty jsou určeny pro výpočet dynamické viskozity podle rovnice (5.3).

Tabulka 5-2 Charakteristické hodnoty nemodifikované taveniny AISi 12 a modifikované taveniny AISi12 modifikované stronciem a fosforem [20]

<i>Charakteristika modifikované a nemodifikované taveniny AISi</i>				
Slitina hliníku	Frekvenční faktor $\eta_0$ [Pa·s]	Aktivační energie $E_A$ [J·mol <sup>-1</sup> ]	Teplota likvidu $T_L$ [K]	Dynamická viskozita $\eta_L$ [Pa·s]
<b>AISi12</b>	$2,343 \cdot 10^{-4}$	9316,49	843	$8,902 \cdot 10^{-4}$
<b>AISi12</b> 300 ppm P (0,03 % P)	$2,145 \cdot 10^{-4}$	10361,53	865	$9,058 \cdot 10^{-4}$
<b>AISi12, P</b>	$3,427 \cdot 10^{-4}$	12709,34	870	$1,986 \cdot 10^{-3}$
<b>AISi12</b> 0,2 Sr	$1,789 \cdot 10^{-4}$	10962,12	844	$8,531 \cdot 10^{-4}$

## 5.2.2 Povrchové napětí tavenin kovů

Je důsledkem rovnoměrného působení sil na povrchu částice taveniny  $\sigma$  [N·m<sup>-1</sup>]. Má-li tavenina velké povrchové napětí, má tendenci vytvářet kulovitý tvar a má velký úhel smáčení  $\Theta > 90^\circ$ . Pak tato částice taveniny se dotýká podložky na malé ploše. Naopak taveniny s malým povrchovým napětím mají malý úhel smáčení  $\Theta < 90^\circ$  a dotýkají se s podložkou na velké ploše částice. Pokud je tavenina ve styku s formou a vykazuje velkou smáčivost, pak říkáme, že forma je metalofilní. Nesmáčí-li tavenina příliš formu, pak ji označujeme za metalofobní. Tento typ formy je nevýhodný pro její zaplnění taveninou, neboť tavenina přesně nekopíruje tvar dutiny formy.

Povrchové napětí tavenin kovů lze vypočítat na základě empirického vzorce, podle KALOUSKA [1]:

$$\rho = \alpha \cdot \frac{\rho}{M_{m(x)}} = 7,87 \cdot 10^{-6} \cdot \frac{\rho}{A_{r(x)} \cdot M_u} [N \cdot m^{-1}], \quad (5.4)$$

kde značí:  $\alpha$  – součinitel experimentálně stanovený ( $7.87 \cdot 10^{-6} \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{m}$ ),  $\rho$  – hustotu taveniny kovu [ $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ ],  $A_{r(x)}$  – molární hmotnost příslušného kovu,  $M_u$  – molární hmotnostní konstantu  $10^{-3} [\text{kg} \cdot \text{mol}^{-1}]$ .

Na základě rovnice (5.4) lze vypočítat povrchové napětí hliníku, jehož relativní atomová hmotnost je 26,98. Jeden mol Al =  $26,98 \cdot 10^{-3} [\text{kg} \cdot \text{mol}^{-1}]$ . Měrná hmotnost taveniny hliníku =  $2410 [\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}]$ . Tímto výpočtem lze stanovit povrchové napětí hliníku  $7,03 \cdot 10^{-1} [\text{N} \cdot \text{m}^{-1}]$ .

Sledováním povrchového napětí tavenin hliníku a jeho slitin se zabývá poměrně málo výzkumníků, avšak autoři FERREIRA et al. [14] sledovali povrchového napětí čistých tavenin slitin Al, Si a dále tavenin slitin soustavy Al – Si. K tomu použili metodu oscilačních kapek v kombinaci s elektromagnetickou levitací. Povrchové napětí slitin v kompozici bohaté na Al je však silně ovlivněno adsorpcí kyslíku při stejném parciálním tlaku kyslíku. S rostoucí koncentrací Si se povrchové napětí slitiny přibližuje hodnotám povrchu s redukováným kyslíkem. Na obr. 5.5, obr. 5.6 a obr. 5.7 jsou teplotní závislosti povrchového napětí hliníku, křemíku a ternárních a kvartálních slitin hliníku. Výzkumník SHI [16] uvádí vztah pro výpočet povrchového napětí roztavených slitin hliníku, typu Al – Si:

$$\sigma = 967,81 - 180,94 \cdot w - 1,81 \cdot t - 0,14 \cdot T, \quad (5.5)$$

kde značí:  $\sigma$  – povrchové napětí roztavené slitiny siluminu (Al-Si),  $w$  – množství odplyňovacího činidla,  $t$  – dobu odplynění a  $T$  – teplotu taveniny při odplyňování.

Autoři KOBATAKE et al. [22], sledovali povrchové napětí čistých kovů Al, Si a dále tavenin slitin soustavy Al – Si. K tomu použili metodu oscilačních kapek v kombinaci s elektromagnetickou levitací. Dospěli k závěru, že povrchové napětí u slitin bohatých kompozici bohaté na Al je však silně ovlivněno adsorpcí kyslíku při stejném parciálním tlaku kyslíku. S rostoucí koncentrací Si se povrchové napětí slitiny přibližuje hodnotám povrchu, který je ovlivňován kyslíkem.

Tito autoři [22] uvádí přehled o uveřejněných hodnotách povrchového napětí hliníku, podle různých autorů, jak je uvedeno v tabulce 5-3. V této tabulce jsou údaje o povrchovém napětí,  $\sigma_L$  a jeho teplotním koeficientu (teplotní koeficient povrchového napětí)  $\sigma_T$ , kapalného hliníku měřeného metodou (SD – přisedlou kapkou, LD – velkou kapkou, EML – elektromagnetickou levitací, ESL – elektrostatickou levitací, ADL – aerodynamickou levitací,  $\mu_G$  – metodou oscilační kapky pod mikrogravitací). Podobná situace je v tabulce 5-4, kde je uvedeno povrchové napětí křemíku.

Tabulka 5-3 Hodnoty povrchového napětí hliníku podle různých autorů, jak uvádí KOBATAKE [22]

<i>Hodnoty povrchového napětí hliníku podle různých autorů</i>				
<b>Autor</b>	<b>Metoda</b>	$\sigma$ [N·m <sup>-1</sup> ]	$\sigma_T/10^{-4}$ [N·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ]	<b>Literatura</b>
GOUMIRI	SD	0,865	-1,20	[28]
LEVIN	SD	0,866	-1,50	[29]
POPEL	SD	0,930	-1,46	[30]
YATSENKO	SD	0,865	-1,60	[31]
CORDOVILLA	MBP	0,865	při 1073 K	[32]
SARAVANAN	MBP	0,850	-1,5	[33]

**Poznámka:** MBP – metoda maximálního tlaku bublin v atmosféře dusíku.

V tabulce 5-3 je uvedeno povrchové napětí podle různých autorů. Dále je v této tabulce uveden teplotní koeficient povrchového ( $\sigma_T$ ) taveniny hliníku měřeného v blízkosti teploty tavení hliníku s použitím metod (SD sessile drop – přisedlá kapka; MBP maximum bubble pressure – maximální tlak bublin).

Tabulka 5-4 Hodnoty povrchového napětí křemíku podle různých autorů, podle KOBATAKEHO [22]

<i>Hodnoty povrchového napětí křemíku podle různých autorů</i>						
<b>Autor</b>	<b>Metoda</b>	<b>Látka v kelímku</b>	<b>Použitá atmosféra</b>	$\sigma$ [N·m <sup>-1</sup> ]	$\sigma_T/10^{-4}$ [N·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ]	<b>Literatura</b>
KINGREY	SD	MgO	He H <sub>2</sub>	0,740 0,860	-	[24]
DZHEMILEV	SD	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	He	0,750	-	[25]
ELYUTIN	SD	BN	He	0,833	-0,84	[26]
MUKAI	SD	BN	Ar	0,830	-7,40	[27]

**Poznámka:** BN je speciální substrát, u kterého není uvedeno chemické složení.

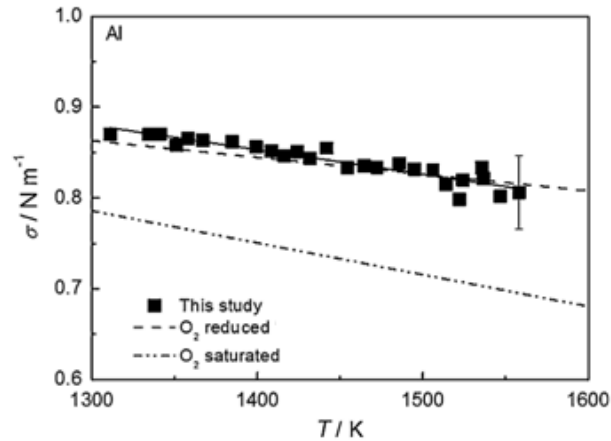
V tabulce 5-5 jsou hodnoty povrchového napětí soustavy Al-Si, včetně čistého hliníku a křemíku podle KOBATAKEHO [22].

Tabulka 5-5 Hodnoty povrchového napětí soustavy Al-Si, čistého hliníku a křemíku, KOBATAKE, [22]

<i>Hodnoty povrchového napětí slitin typu Al-Si podle různých autorů</i>			
<b>Materiál</b>	<b>Teplota liquidu T<sub>L</sub> [K]</b>	$\sigma_L$ [N·m <sup>-1</sup> ]	$\sigma_T/10^{-4}$ [N·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ]
<b>Al</b>	933	9,79·10 <sup>-1</sup>	-2,71
<b>Si</b>	1685	8,26·10 <sup>-1</sup>	-4,12
<b>AlSi12</b>	842	8,24·10 <sup>-1</sup>	-0,31
<b>AlSi20</b>	957	8,53·10 <sup>-1</sup>	-1,16
<b>AlSi30</b>	1084	8,38·10 <sup>-1</sup> 8,48·10 <sup>-1</sup>	-0,83 -2,11
<b>AlSi40</b>	1420	8,21·10 <sup>-1</sup>	-1,99

<b>AlSi50</b>		$8,06 \cdot 10^{-1}$	-1,39
<b>AlSi60</b>	1424	$8,34 \cdot 10^{-1}$	-1.27
<b>AlSi65</b>	1479	$8,24 \cdot 10^{-1}$	-0,27
<b>AlSi80</b>	1574	$8,22 \cdot 10^{-1}$	-0,37
<b>AlSi90</b>	1630	$7,86 \cdot 10^{-1}$	-1.50

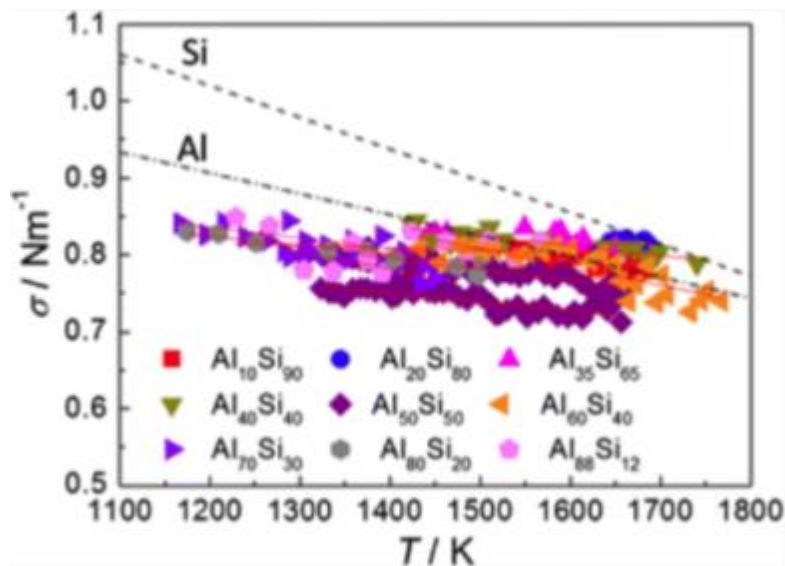
Na obr. 5.5 je závislost povrchového napětí taveniny hliníku v závislosti na teplotě.



Křivky čerchované a čárkované, podle LEVINA E.S. et al. [35]

Obr. 5.5 Povrchové napětí taveniny hliníku v závislosti na teplotě, podle KOBATAKEHO [22] a LEVINA [35]

Na obr. 5.6 je uvedena závislost povrchového napětí taveniny Al-Si slitin s různým obsahem hliníku.

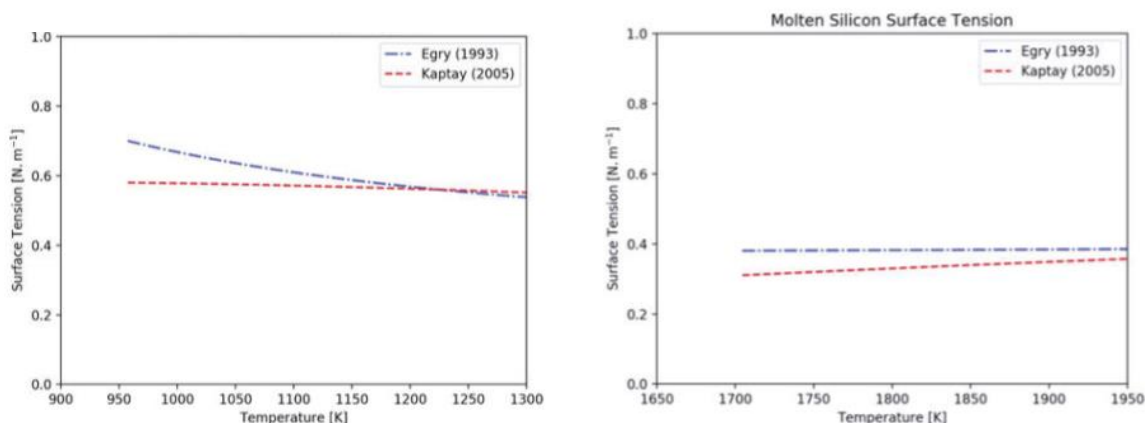


Obr. 5.6 Závislost povrchového napětí taveniny Al-Si slitin s různým obsahem hliníku, KOBATAKE, [22]

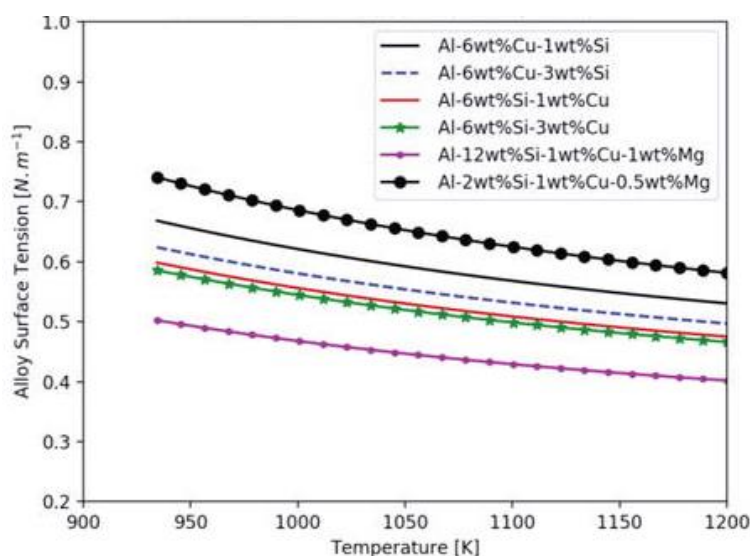
Na obr. 5.7 je srovnání průběhu povrchového napětí tekutého hliníku a tekutého křemíku v závislosti na teplotě podle EGRYHO jak uvádí [22], s hodnotami podle



KAPTAYE [14], Na obr. obr. 5.8 jsou teplotní závislosti povrchového napětí soustavy Al-Si ternární a kvartální soustavy podle [14].



Obr. 5.7 Srovnání průběhu povrchového napětí tekutého hliníku v závislosti na teplotě s hodnotami EGRYHO (1993) s hodnotami KAPTAYE (2005), podle [22], vlevo a srovnání průběhu povrchového napětí tekutého křemíku v závislosti na teplotě s hodnotami EGRYHO (1993) s hodnotami KAPTAYE (2005), podle [22], vpravo



Obr. 5.8 Závislost povrchového napětí na teplotě pro ternární slitiny (Al-Cu-Si) a kvartérní slitiny (Al-Cu-Si-Mg), [22]

Pro ověření správnosti rovnice (5.5), byly provedeny experimenty s eutektickou slitinou Al-Si, [16]. Bylo sledováno povrchové napětí taveniny. Povrchové napětí a teplota byla měřena na analyzátoru fyzikálních vlastností. Před experimenty byla tavenina slitiny odplyněna. Množství odplyňovacího činidla  $w$  bylo (0,10; 0,20; 0,30; 0,40 a 0,50 hmot. %), jak je uvedeno v tabulce 5-6. Bylo zjištěno, že odplynění snižuje povrchové napětí roztavené slitiny Al-Si. Povrchové napětí slitin typu Al-Si bylo vypočteno podle vztahu (5.5) s ohledem i na množství odplyňovacího činidla, dobu odplynění a teplotu

odplynění. V tabulce 5-6 jsou uvedeny hodnoty naměřeného a vypočítaného povrchového napětí slitiny Al-Si podle [16]. V tabulce 5-7 jsou hodnoty povrchového napětí tavenin kovů podle KALOUSKA [1].

Tabulka 5-6 Hodnoty povrchového napětí vypočítané a naměřené podle [16]

<i>Hodnoty povrchového napětí slitiny Al-Si vypočítané a naměřené</i>						
Číslo	Množství w [%]	Čas [min]	Teplota [°C]	Povrchové napětí $\sigma$ [N·m <sup>-1</sup> ]		Odchylka [%]
				výpočet	změřeno	
1	0,10	10	730	$8,294 \cdot 10^{-1}$	$8,346 \cdot 10^{-1}$	- 0,6
2	0,20	8	746	$8,127 \cdot 10^{-1}$	$8,164 \cdot 10^{-1}$	- 0,5
3	0,30	10	735	$7,925 \cdot 10^{-1}$	$8,012 \cdot 10^{-1}$	- 1,1
4	0,35	9	721	$7,873 \cdot 10^{-1}$	$7,847 \cdot 10^{-1}$	0,3
5	0,40	12	735	$7,708 \cdot 10^{-1}$	$7,781 \cdot 10^{-1}$	- 0,9
6	0,50	12	738	$7,523 \cdot 10^{-1}$	$7,468 \cdot 10^{-1}$	0,7

Tabulka 5-7 Hodnoty povrchového napětí tavenin kovů podle KALOUSKA [1]

<i>Hodnoty povrchového napětí tavenin vybraných kovů</i>		
Kov (slitina kovů)	Teplota [°C]	Povrchové napětí [N·m <sup>-1</sup> ]
Hliník	660	1,07
	660	1,05
	660	0,65
	750	0,49
Měď	1180	1,10
Cín	500	0,53
Hořčík	680	0,55
Ocel (0,3 % C)	1520	1,50
Litina s lupínkovým grafitem	1300	1,10

**Poznámka:** voda (20 °C) 0, 073 [N·m<sup>-1</sup>].

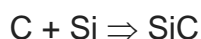
Póry vytvářené v tavenině hliníku s nízkou viskozitou mají snahu se vzájemně spojovat do větších bublin a vztlaková síla je tlačí na povrch taveniny. Při výrobě napěňovaného hliníku je nutné, aby nedocházelo ke kolabování pěny před jejím ztuhnutím. Proto se do taveniny při napěňování dávají stabilizační činidla, která jsou keramického původu. Nebo se mimořádně přidávají látky, které popř. vytváří stabilizační částice. Stabilizační částice pozitivně ovlivňují pěnu proti jejímu kolabování. Literatury, které udávají množství těchto částic přidávaných do taveniny, nejsou jednotné. Protože není často patrné, zda-li tyto částice se přidávají do taveniny v hmotnostních nebo objemových procentech.

Např. výroba hliníkové pěny, přímým foukáním plynů do taveniny z externího zdroje metoda *Cymat corporation*, uplatňovaná kanadskou společností, je v literatuře označována *SAF* – Stabilization Aluminium Foam. Pěna obsahuje 10 až 20 % keramických částic o velikosti 5 až 20  $\mu\text{m}$ .

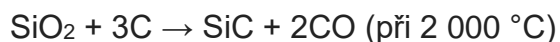
### 5.3 Přehled látek zvyšující viskozitu tavenin kovů

**Karbid křemíku** je sloučenina uhlíku s křemíkem (SiC) se vyskytuje velmi vzácně i v přírodě jako minerál *moissanit*. Často se mylně uvádí, že se v této sloučenině vyskytuje čtyřnásobná vazba mezi atomy C a Si. Vazba je díky prostorové struktuře pevné látky tvořené tetraedry jednoduchá, samostatná molekula SiC neexistuje. Teplota tání karbidu křemíku je 2730 °C a měrná hmotnost 3210 kg·m<sup>-3</sup>.

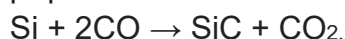
Karbid křemíku se vyrábí na základě reakce uhlíku s křemíkem:



nebo reakcí oxidu křemičitého s uhlíkem:



případně reakcí křemíku s oxidem uhelnatým:



Karbid křemíku se používá pro výrobu kovových pěn, především pro výrobu pěn hliníkových slitin. V kovových pěnách působí jako činidlo pro zvyšování viskozity a ovlivňuje povrchové napětí tavenin kovů, především slitin hliníku. Jedná se o materiál vysoké kvality. Karbid křemíku existuje v různých barvách (černé, zelené, atd.) Černý karbid křemíku vzhledem k zelenému karbidu křemíku je tvrdší a křehčí. Výroba černého karbidu křemíku probíhá tavbou křemičitého písku a petrolejového koksu za teploty vyšší jak 2000 °C v odporové peci. V hrubém stavu je vyjímán z pece a je drcen a tříděn do jakostních druhů s přesnou velikostí zrna. Zrnitosti v rozmezí F10 – F220 jsou tříděny na síťových třídíčkách, mikro zrna F-240 až F-3000 jsou tříděna sedimentací ve vodní lázni. Třídění je prováděno v souladu s normou FEPA, Standard 42 GB 1984 R 1993. Vyráběné zrnitosti dle FEPA jsou F-12 až F-1500. Na obr. 5.9 je pohled na karbid křemíku i na jeho částici. Pro účely výroby pěn se hodí SiC o velikosti částic 5 až 20 μm.



Obr. 5.9 Prášek černého karbid křemíku (vlevo), částice černého karbidu křemíku (vpravo)

Zrnitost karbidu křemíku je v tabulce 5-8. V tabulce 5-9 je uvedena chemická analýza karbidu křemíku.

Tabulka 5-8 Přehled zrnitostí karbidu křemíku

<i>Zrnitost černého karbidu křemíku</i>			
(98 % SiC; 0,2 % Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; 0,2 % volného C; 0,001 % Fe, 1,6 % ostatní)			
Sypná měrná hmotnost 1200 až 1600 [kg·m <sup>-3</sup> ]			
Označení	Velikost zrn [μm]	Označení	Velikost zrn [μm]
F14	1700 – 1400	F150	106 - 90
F16	1400 – 1180	F180	90 - 75
F20	1180 -1000	F220	75 – 63
F24	850 – 710	F240	70 – 22
F30	710 - 600	F280	59 - 22
F36	600 – 500	F320	49 – 17
F40	500 – 425	F360	40 – 12
F46	425 – 355	F400	32 – 8
F54	355 – 300	F500	25 – 5
F60	300 – 250	F600	19 – 3
F70	250 – 212	F800	14 – 2
F80	212 – 180	F1000	10 – 1
F90	180 – 150	F1200	7 – 1
F100	150 – 125	F1500	5 - 0.8
F120	125 – 106		

Tabulka 5-9 Chemická analýza karbidu křemíku

<i>Charakteristika SiC</i>					
<i>Chemické složení hmot. [%]</i>				<i>Mechanické vlastnosti</i>	
SiC	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	volné C	volné Fe	Tvrdość Mohs	Sypná hmotnost [kg·m <sup>3</sup> ]
98	0,2	0,2	0,001	9,5	120 - 160

**Vápník (Ca)** je reaktivní stříbrolesklý kov s nízkou hustotou, který se řadí do skupiny *kovů alkalických zemin*. Jeho teplota tavení je 842 °C, měrná hmotnost 1550 kg·m<sup>-3</sup>. Je poměrně měkký a svými vlastnostmi se více podobá vlastnostem *alkalických kovů*. Vápník je velmi reaktivní a v přírodě vytváří pouze vápenaté sloučeniny Ca<sup>2+</sup>. Při zahřátí se snadno slučuje s *dušikem* na nitrid vápenatý Ca<sub>3</sub>N<sub>2</sub> a s vodíkem na hydrid vápenatý CaH<sub>2</sub> a s velkým množstvím prvků tvoří za vyšších teplot sloučeniny.

Vápník se používá jako činidlo pro zvyšování viskozity taveniny hliníku. Především při výrobě kovových celulárních systémů (kovových pěn) metodou ALPORAS. Do taveniny hliníku o teplotě 680 °C se vmíchává cca 1,5 hmot. % vápníku, tavenina se musí míchat 6 až 10 min na vzduchu, při teplotě 670 až 690 °C. Po přidání vápníku do taveniny začnou probíhat chemické reakce za vzniku CaO<sub>2</sub>, CaAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, popř. Al<sub>4</sub>Ca, výrazně vzroste viskozita taveniny. Toto metalurgické ošetření taveniny přispívá k vyšší intenzitě i zdárnému procesu napěňování.

**Oxid hlinitý (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)** je krystalická látka, obvykle bílé barvy, která vzniká při spalování hliníku nebo dehydratací hydroxidu hlinitého. Oxid hlinitý se v přírodě vyskytuje jako velmi tvrdý nerost korund, krystalizuje v trigonální (klencové) soustavě.

Jeho měrná hmotnost je cca  $4100 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ . Teplota tání  $\text{Al}_2\text{O}_3$  je cca  $2050 \text{ }^\circ\text{C}$ , proto je velmi tepelně odolný. Vyznačuje se také amfoterní strukturou. Vyrábí se z *bauxitu*. Není toxické povahy a má značné technické uplatnění. Druhem korundu je smirek. V přírodě se nachází drahé kameny – modrý *safír* a červený *rubín*.

Pro výrobu kovových pěn se používá jako činidlo, které zvyšuje viskozitu taveniny a příznivě ovlivňuje i její povrchové napětí. Toto ovlivnění je založeno na principu, že částice  $\text{Al}_2\text{O}_3$  přilnou k tavenině. Pro účely výroby kovových pěn se používá 12 až 15 hmot. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

**Oxid hořečnatý (MgO)** je krystalická látka bílé barvy, vyskytující se v přírodě jako minerál *periklas*. MgO krystalizuje v FCC, jeho teplota tavení je  $2800 \text{ }^\circ\text{C}$ . Oxid hořečnatý je snadno připravitelný spálením tenkého hořčíkového plechu hořící na vzduchu za oslnivě bílého plamene. Reakcí vzniká bílý *hygroskopický* prášek. Pro výrobu hliníkových pěn se používá jako činidlo pro stabilitu hliníkové pěny.

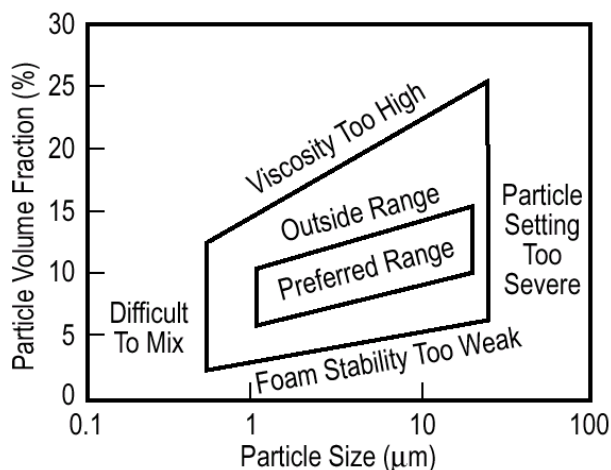
V prvním kroku pro přípravu napěňované taveniny metodou přímého vstřikování plynu z externího zdroje je důležité přidání jedné z těchto látek (stabilizační činidla: karbid křemíku, oxid hlinitý nebo oxid hořečnatý). Velmi používané k tomuto účelu jsou částice SiC. Jejich přidání do taveniny je pro zvýšení její viskozity, popř. i pro zvýšení povrchového napětí, čímž je příznivě ovlivněn napěňovací proces. Např. patent 4 973 358 A, který se týká výroby napěňovaného hliníku plynem z externího zdroje, udává přidání množství částic v závislosti na používané slitině hliníku, viz tabulka 5-10.

Tabulka 5-10 Používané množství stabilizačního činidla pro výrobu hliníkových pěn

<i>Používané množství stabilizačního činidla pro výrobu hliníkových pěn</i>					
Výrobce / Metoda	Množství stabilizačního činidla	Použitá slitina	Teplota taveniny [ $^\circ\text{C}$ ]	Velikost částic SiC [ $\mu\text{m}$ ]	Otáčky [ $\text{min}^{-1}$ ]
Hydro Aluminium/ Cymat Aluminium	12 obj. % SiC	AlSi7	750	-	-
MMC (metal matrix composites) melt	10 až 20 obj. % SiC nebo $\text{Al}_2\text{O}_3$	AlSi10Mg	není uvedeno	5 až 20	-
LKR Metcomb	10 až 20 obj. % SiC nebo $\text{Al}_2\text{O}_3$	není uvedeno	není uvedeno	není uvedeno	není uvedeno
Shinko Wire Company ALPORAS	1,5 hmot. % Ca	není uvedeno	680	není uvedeno	není uvedeno

Na obr. 5.3 je ukázka souboru vlivů na volbu velikosti keramických částic pro stabilitu hliníkové pěny vyráběné metodou přímého napěňování taveniny, která se často uvádí pod označením MMC (Mamce) – metal matrix composites, podle [3]. V současné době vědci se zabývají důležitostí chemických a procesních parametrů, které jsou nezbytné pro získání stabilní kovové pěny. Z experimentálních důkazů je zřejmé, že všechny kovové pěny musí stabilizovány pevnými přísadami. Zatím nebyl přesvědčivě vysvětlen mechanismus, jakým způsobem tyto částice se podílí na

stabilizujícím účinku. Kromě toho je sporná úloha viskozity nebo povrchového napětí kovové taveniny.



*Particle Volume Fraction – objemový zlomek částic; Particle size – velikost částic; difficult to mix – obtížné míchání; particle setting too severe – velký rozměr částic; preferred range – vyhovující velikost; outside range – mimo rozsah; foam stability too weak – příliš slabá stabilita pěny; viskozity too high – příliš vysoká viskozita*

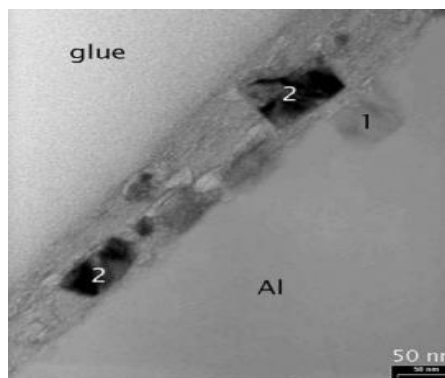
*Obr. 5.10 Volba velikosti částic a obsahu pro výrobu pěn MMC (metal matrix composites), JIN, [3]*

Pěnové tekuté kovy vždy obsahují nějaký druh pevných inkluzí, buď mikrometrických částic nebo nanometrových oxidových, které jsou umístěny uvnitř nebo na povrchu filmů plynových buněk. V prvním případě se částice přidávají do taveniny v určitém stadiu zpracovatelského postupu, zatímco ve druhém případě částice pro vznik oxidických filmů obvykle vstupují do materiálu jako vedlejší produkt výroby prášků. Např. jak uvádí BABCSAN [4] výroba kovových pěn typu „Cymat“, „Formgrip“ a „Metcomb“ je analogická s některými, dnes zkoumanými „špinavými“ napěňovanými materiály, kde částice stabilizují taveninu pěny. Pro výrobu stabilní pěny z tavenin kovů, kde napěňování se provádí foukáním plynu z externího zdroje do kovové taveniny je nezbytné minimální množství pevných částic, jak uvádí BABCSAN [4] podle práce autorů Ipa, Wanga a Togury. První zásady stability pěny při její výrobě, vycházejí z uváděných limit pro jejich velikost částic a objemový obsah, které jsou potřebné pro tvorbu kovové pěny, publikoval JIN [3]. V této literatuře existuje několik teorií vysvětlující stabilitu kovové pěny. Např. GERGELI et al. [6] uvádějí, že pro výrobu pěny je rozhodující viskozita taveniny. Viskozita je ovlivňována množstvím částic. Viskozita taveniny se zvyšuje s obsahem částic, ale také s klesající teplotou. Všechny tyto vlivy zpomalují i vertikální pohyb bublin v tavenině.

Pro výrobu kovové pěny by bylo příznivé, aby pevné částice přispívaly k tvorbě ploššího zakřivení hranic stěn pěny, což snižuje vliv sání taveniny kovu z buněčné stěny k hranici taveniny. Bylo prokázáno, že úhel smáčení taveniny musí být v určitém rozsahu velikostí (neuvádí se velikost) za předpokladu, že přítomné částice stabilizují rozhraní: tavenina – plynová bublina, KAPTAY, [9].



Přidávání keramických částic do taveniny slitiny hliníku může významně snížit povrchové napětí vlivem jejich rozložení v tavenině kovu, [8]. Další stabilizační účinek zoxidovaného povrchu taveniny hliníku (vznik  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) na povrchu stěn plynových buněk taveniny, který je vytvořen reakcí taveniny kovu při oxidaci s použitým přiváděným plynem, viz obr. 5.11 (znázorňující pěnu po ztuhnutí), sledoval BABCSAN et al. [8]. Potvrzuje to zjištění, že vysokoteplotní povrchové vrstvy jsou duplexní. Amorfni oxid vytvořený jako první vrstva může být transformován do sekundárních krystalů uvnitř vrstvy oxidu nebo může nukleovat do primárních krystalů pod amorfni vrstvou.



glue – lepidlo

Obr. 5.11 Oxidická vrstva na buňce pěny „vyráběno metodou Cymat“, která obsahuje 1: primární oxid a 2: sekundární oxidové částice, BABCSAN [8]

U pěn vyráběných práškovou metalurgií (PM), tj. z práškových kompakťů, BABCSAN [4] konstatuje na základě zkušeností Arnolda et al., že stabilitu pěny vytváří „sítě“ částic pevného oxidu hlinitého. Byly prováděny mikro-gravitační experimenty, které ukázaly, že důležitým účinkem pevné stabilizační částice je zabránění tomu, aby se povrchy buněk pěny spojovaly do větších celků.

Rozložení částic a síly působící mezi nimi jsou dobře známé z rozložení částic ve vodních suspensích (k tomu výzkumu přispěla průhlednost vody a nízká její teplota). Zkoumání rozložení částic v kovových taveninách je náročné (to ovlivňuje vysoká teplota, při které taveniny existují), proto rozložení a disperzi částic lze sledovat na kovech po jejich ztuhnutí pomocí metalografických metod. V takových studiích je třeba vzít v úvahu, že i v průběhu tuhnutí kovu se může změnit rozložení částic, např. tlakovým efektem nebo jiným vlivem. Je předpoklad, že např. použití nové metody založené na synchrotronovém záření (magnetické brzděné záření) by se mohlo sledovat chování částic i při vysokých teplotách.

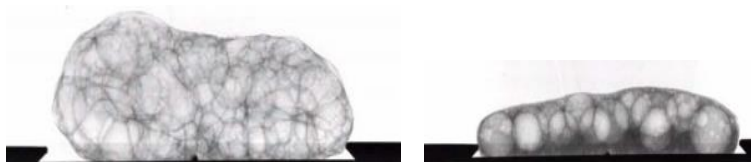
Částice mohou aglomerovat na povrchu stoupajících bublin plynu a taveniny kovu během výroby pěny. Při metodě *Metcomb* (vhánění plynu do taveniny z externího zdroje) byl sledován i objemový podíl částic v hmotě pěny od dna nádoby, kam jsou přiváděny bubliny plynu, až k povrchu taveniny kovu. V této souvislosti bylo zjištěno, že až od určité vzdálenosti ode dna nádoby (konkrétní hodnota není uvedena) může být vytvořena teprve stabilní pěna. Minimální pokrytí povrchu bubliny stabilizačními částicemi musí být alespoň 50 %. BABCSAN et al. [8] také sledoval povrchové pokrytí



bublin stabilizačními částicemi při výrobě kovové pěny „Metcomb“. Bylo zjištěno, že maximální pokrytí použitých stabilizačních částic SiC nebo Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> je 45 % s použitím napěňovacího plynu, v tomto případě dusíku. Tato hodnota se výrazně snižuje s použitím plynů, které během napěňování vykazují oxidační účinek, [8].

#### 5.4 Vliv velikosti částic a vliv objemových frakcí

Velikostí částic stabilizujících činidel při výrobě kovových pěn se zabývalo mnoho výzkumníků, např. BABCSAN et al. [4] prováděl výzkumy pěn vyráběné metodou „Formgrip“. Sledoval vliv velikosti částic stabilizačních činidel pomocí rentgenové radioskopie. Prekurzory obsahující dva typy částic SiC byly napěněny za stejných podmínek a pozorovány v určitých místech. Bylo zjištěno, že koalescence bublin byla mnohem výraznější u prekurzoru obsahujícího hrubé částice stabilizačních činidel, viz obr. 5.12, který byl získán pomocí synchrotronového paprsku, [4].



Obr. 5.12. Taveniny hliníkových pěn: se stabilizačním činidlem SiC s velikostí částic 13 μm (vlevo); se stabilizačním činidlem SiC s velikostí částic 70 μm (vpravo) použitých při výrobě pěn „Formgrip“ s prekurzorem: AlSi9Cu3 + 10 objem. % stabilizačního činidla SiC and + 0,5 hmot. % napěňovacího činidla TiH<sub>2</sub> (rentgenový snímek byl získán pomocí synchrotronového paprsku), BABCSAN, [4]

V určitém místě (ex-situ) ztuhlé kovové pěny byly sledovány stěny buněk pomocí skenovacího elektronového mikroskopu (SEM). Bylo zjištěno, že ve stěně ztuhlé pěny je pokrytí částicemi o velikosti 13 μm velmi malé, viz obr. 5.13, vlevo. Naopak na povrchu lze nalézt velké množství částic o velikosti 70 μm, viz obr. 5.13 vpravo.

Zatímco částice o velikosti 13 μm se na povrchu buněk oddělily a na povrchu bylo možno nalézt jen jejich malé množství. Stabilizační částice SiC o velikosti 13 μm částice produkovaly stěny buněk o tloušťce přibližně 85 až 100 μm. Také konečná tloušťka stěny buňky se mění s velikostí částic stabilizačního činidla. Při použití stabilizačního činidla SiC o velikosti částic 70 μm tloušťka stěn buněk dosahovala až 300 μm. Řezy buněčných stěn těchto dvou velikostí jsou na obr. 5.14. Pro úplnost je třeba poznamenat, že každá pěna měla jiného výrobce. S výjimkou rozdílu ve velikosti stabilizačních částic SiC velkou roli mohou sehrávat i další stopové látky v SiC (např. přítomnost železa) nebo další technologické činitele.

Velikostí stabilizačních částic SiC se také zabýval ve své doktorské práci YÜSEL [12], který sledoval jejich velikost na scanovacím elektronovém mikroskopu SEM, viz obr. 5.15, obr. 5.16 a obr. 5.17. Tyto částice byly sledovány za účelem výroby hliníkové pěny pomocí práškové metalurgie s použitím napěňovacího činidla TiH<sub>2</sub> o obsahu 0,5

až 1 hmot. %. Na obr. 5.18 jsou řezy hliníkovými pěнами, které byly vyrobeny metodou práškové metalurgie.

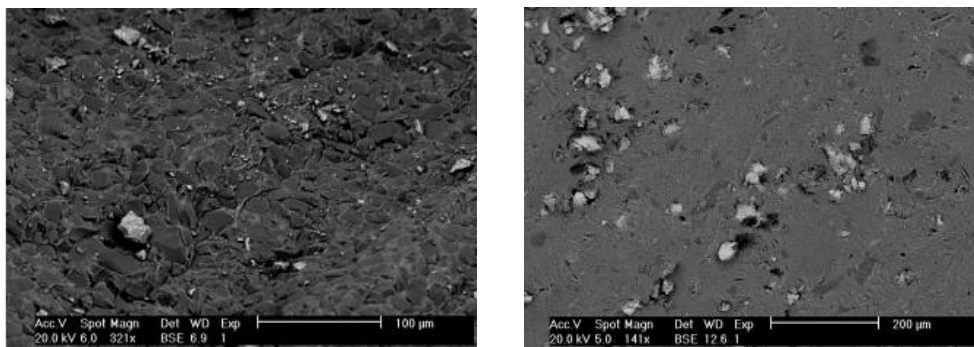
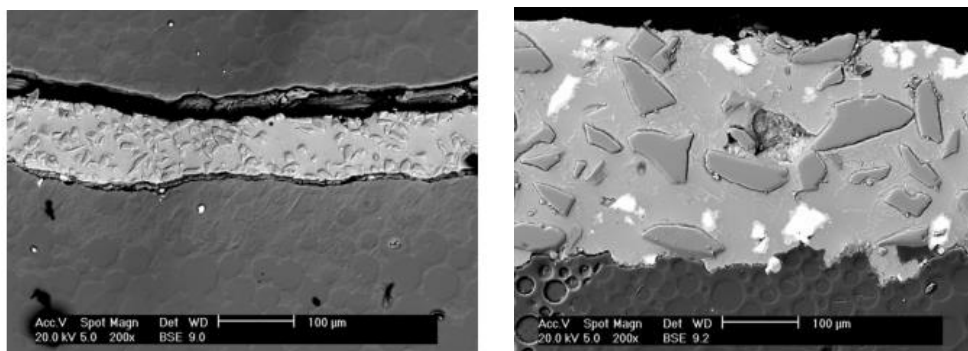


Fig. 5.13 Pohled na stěnu buněk kovové pěny připravené metodou „Formgrip“ obsahující 10 objem. % stabilizačních částic SiC o velikosti 13 μm (vlevo); pohled na povrch stěny buněk kovové pěny připravené metodou „Formgrip“ obsahující 10 objem. % stabilizačních částic SiC o velikosti 70 μm (vpravo), [4]

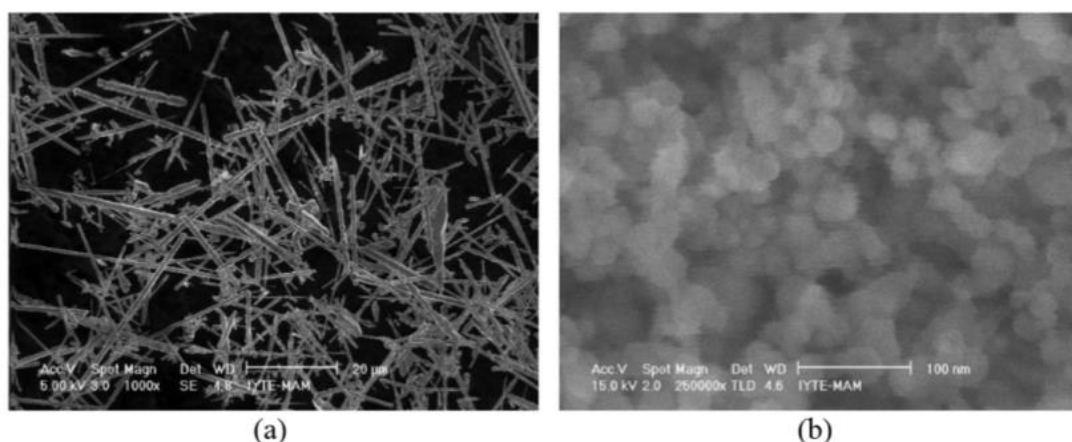


Obr. 5.14 Řez stěnou buňky kovové pěny vyrobené z prekurzoru „Formgrip“ obsahujícího částice stabilizačního činidla SiC o velikosti 13 μm, SEM – vlevo; obsahujícího částice stabilizačního činidla SiC o velikosti 70 μm, SEM – vpravo, [4]

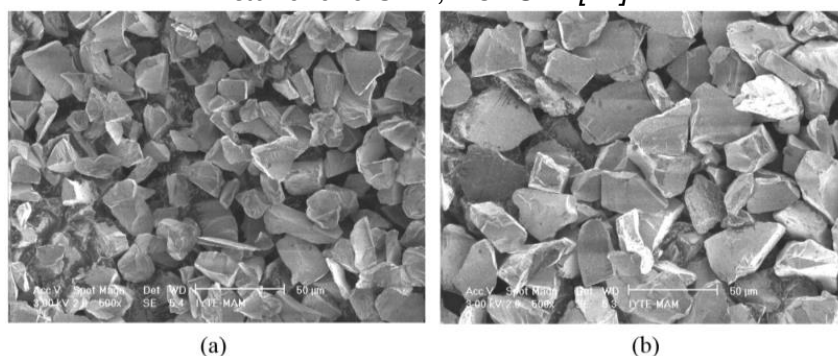
Velikostí stabilizačních částic SiC se také zabýval ve své doktorské práci YÜSEL [12], který sledoval jejich velikost na scanovacím elektronovém mikroskopu SEM, viz obr. 5.15, obr. 5.16 a obr. 5.17. Tyto částice byly sledovány za účelem výroby hliníkové pěny pomocí práškové metalurgie s použitím napěňovacího činidla  $TiH_2$  o obsahu 0,5 až 1 hmot. %. Na obr. 5.18 jsou řezy hliníkovými pěnými, které byly vyrobeny metodou práškové metalurgie.

Výzkumy ukázaly, že při přímém foukání plynu do taveniny z externího zdroje, je nutno použít větší množství stabilizačního činidla, resp. keramických částic, která budou zabezpečovat větší množství podílu tzv. inkluzí, které jsou nutné pro získání stabilní pěny, než je tomu při metodách výroby kovových pěn např. metodou práškové metalurgie (kde se uplatňuje kompaktní prekurzor neboli práškový kompak). Práškové kompakty používané pro napěňování obsahují tenké oxidické filmy, které před tím pokryly povrch částic kovového prášku. Po vytlačování práškových směsí (provádí se za tepla) se tyto tenké oxidické filmy ještě zhutňují

a převedou se na oxidická vlákna o průměru cca 20 nm a délce 4 až 100 nm, jak uvádí BABCSAN et al. [4] na základě výzkumů prováděných Kimem et al. Tyto oxidy jsou homogenně rozděleny v prekurzoru.



Obr. 5.15 Částice SiC (a) whiskry 1,5 až 18,2  $\mu\text{m}$ , (b) prášek SiC 30  $\mu\text{m}$ , stanoveno SEM, YÜKSEL [12]



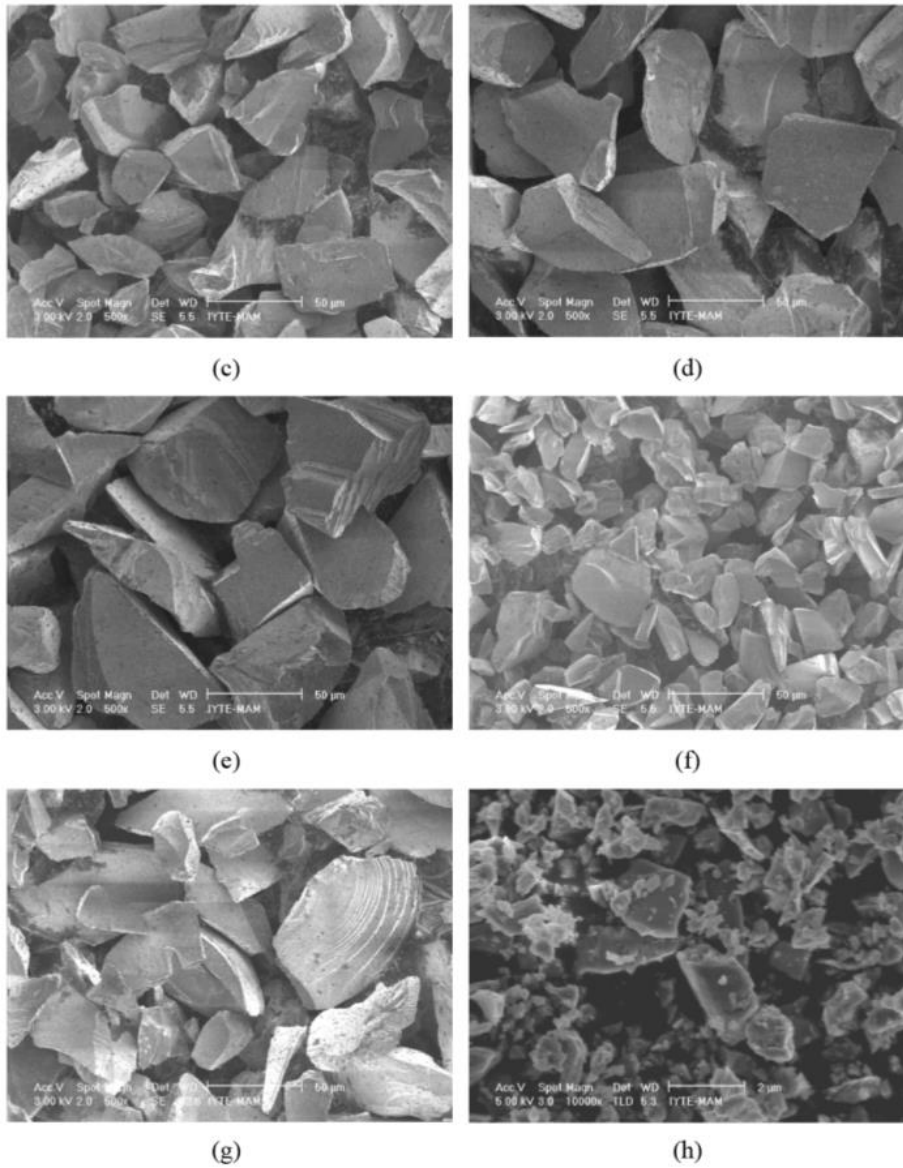
Obr. 5.16 Prášek SiC (a) velikost částic 10 až 20  $\mu\text{m}$ ; (b) velikost částic 20 až 30  $\mu\text{m}$ , stanoveno SEM YÜKSEL [12]

Tavení a míchání roztaveného kovu (bez přítomnosti napěňovacího činidla) vede k aglomeraci oxidových filmů, jak uvádí BABCSAN et al. [4] na základě výzkumů Arnolda. Obecně bylo potvrzeno, že oxidy podporují výrobu pěny kovů.

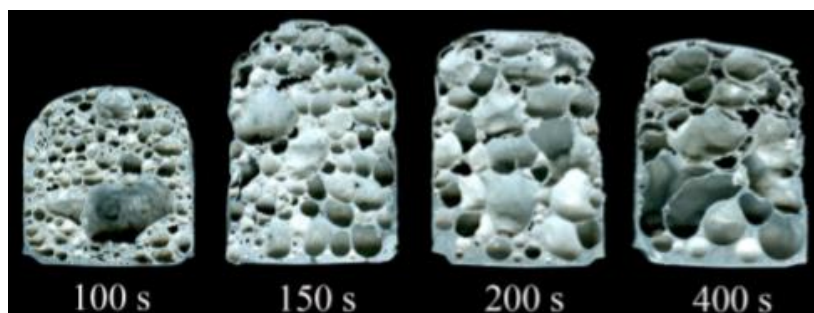
MALEKJAFARIAN et al. [13] sledovali efekt použití SiC na stabilitu vyrobené kovové hliníkové pěny. U takto vyrobené pěny byly sledovány i její mechanické vlastnosti. Hliníková pěna byla vyrobena přímým napěňováním taveniny plynem z externího zdroje. Pro stabilizaci pěny bylo použito stabilizační činidlo SiC s velikostí částic 10  $\mu\text{m}$ . Stabilizační činidlo bylo před vlastní výrobou pěny tepelně ošetřeno. Částice SiC byly ohřáty na teplotu 950  $^{\circ}\text{C}$  po dobu 1 hodiny. Následně byly ohřívány jen na teplotu 650  $^{\circ}\text{C}$  po dobu 2 hodin. Toto tepelné zpracování částic SiC bylo prováděno pro zlepšení jejich smáčivosti s taveninou a také pro odstranění adsorbovaných plynů z jejich povrchů.

LEITLMEIER et al. [7] uvádí, že v hliníkových pěnách, které jsou vyráběny probubláváním plynu z externího zdroje v tavenině kovů, je třeba nejméně 10 objemových % stabilizačních částic SiC o velikosti 9  $\mu\text{m}$ , při stabilizaci pěny vyráběné

z taveniny o teplotě 727 °C. Výzkumy ukázaly, že pro stabilizaci pěny hliníkové slitiny je nutno minimální množství 8 obj. % částic SiC o velikosti 10 až 15  $\mu\text{m}$ . Pro teplotu taveniny hliníku (slitiny hliníku) od 735 až 775 °C je již nutné minimální množství 10 obj. % SiC (velikost částic 10 až 15  $\mu\text{m}$ ).

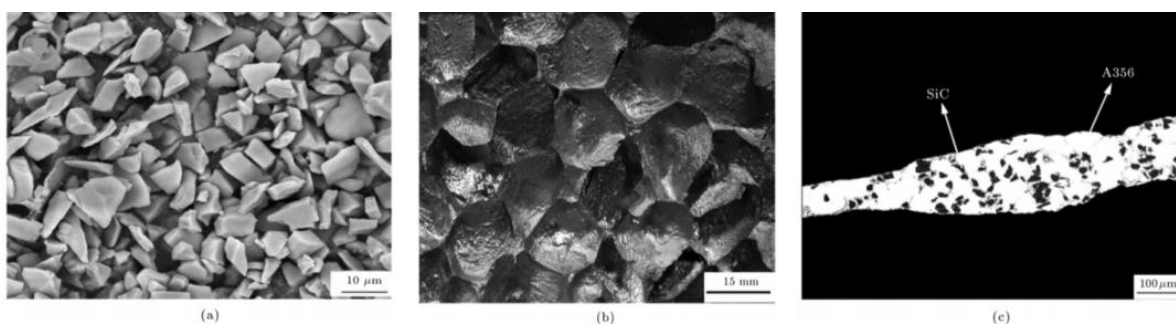


**Obr. 5.17** Prášek SiC (c) velikost částic 35 až 45  $\mu\text{m}$ ; (d) velikost částic 45 až 56  $\mu\text{m}$   
 (e) velikost částic 56 až 74  $\mu\text{m}$ ; (f) velikost částic 3 až 40  $\mu\text{m}$   
 (g) velikost částic 26 až 74  $\mu\text{m}$ ; (h) velikost částic 0,2 až 2  $\mu\text{m}$ ,  
 stanoveny SEM, YÜKSEL [12]

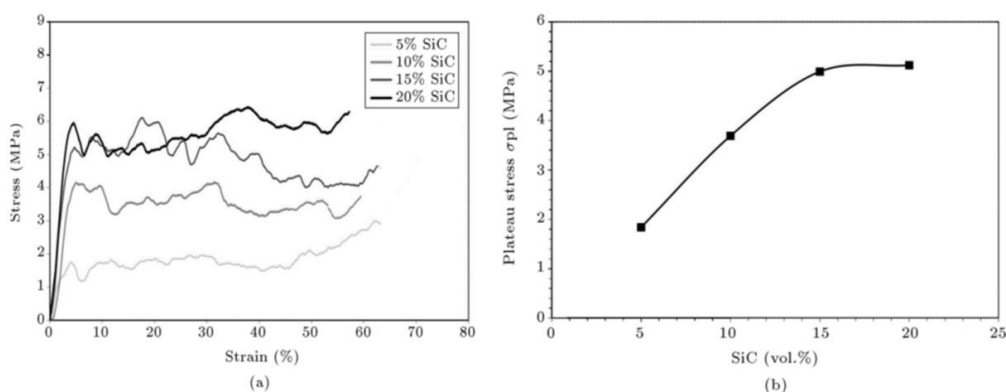


Obr. 5.18 Řezy hliníkovými pěny vyrobenými metodou práškové metalurgie (5 hmot. % SiC, velikosti 3 až 40  $\mu\text{m}$ ; 1 hmot. %  $\text{TiH}_2$  a prášek Al, při napěňovacím procesu 100, 150, 200 a 400 s) [12]

Na obr. 5.19 jsou uvedeny použité částice SiC. Na obr. 5.20 je vliv objemu SiC na pevnost v tlaku vyrobené hliníkové pěny.



Obr. 5.19 Částice stabilizačního činidla SiC, a) částice SiC sledované mikroskopem; c) pohled na řez stěnou buňky hliníkové pěny ve které jsou rozptýleny částice SiC; a) makrostruktura vyrobené hliníkové pěny přímým vstříkáním plynu do taveniny hliníku [13]



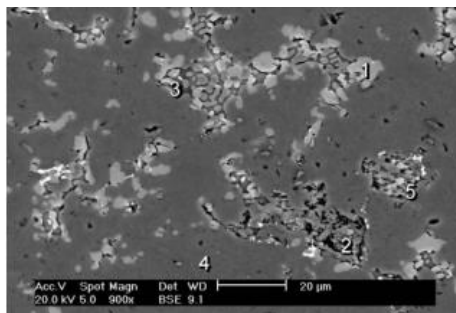
Stress – napětí; Strein – deformace

Obr. 5.20a) Křivky napětí-deformace hliníkových pěn získané ze zkoušky v tlaku při různých objem. % SiC; b) Vliv objemových % SiC na pevnost v tlaku vyrobené hliníkové pěny [13]

V obou případech byla hloubka ponoření injektoru od dna nádoby 3 cm, BABCSAN et al. [8] dospěl k závěru, že při použití stabilizačního činidla  $\text{Al}_2\text{O}_3$  v tavenině hliníku

je potřeba jeho minimální množství 5 objem. % o velikosti částic 11 $\mu\text{m}$ , produkující stabilní pěnu při teplotě taveniny 700 °C, s hloubkou injektoru od dna 18 mm.

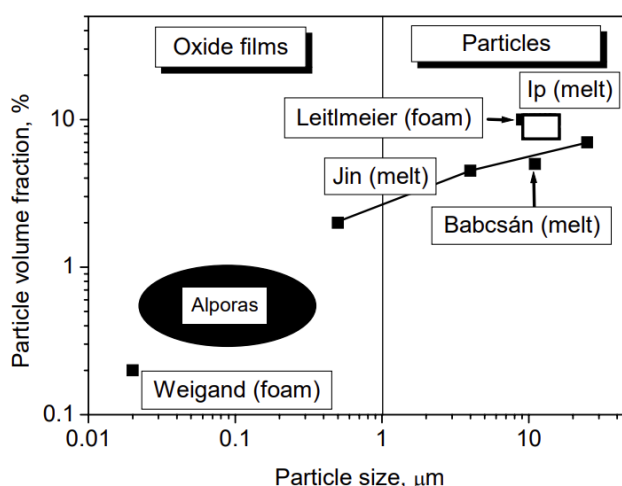
U kovové pěny typu „Alporas“ se velikost a objemová frakce těchto inkluzí se odhaduje cca 1  $\mu\text{m}$  a 1 objem. %. Na obr. 5.21 jsou oxidické sítě zdobené sekundárními fázemi v průřezu pěnové buňky „Alporas“, stanovené skenovacím elektronovým mikroskopem – SEM.



Obr. 5.21 Oxidické sítě zdobené sekundárními fázemi v leptaném průřezu pěnové buňky „Alporas“, SEM, [4]

Výše uvedená fakta poskytují jasný důkaz, že nižší objemový podíl inkluzí je při výrobě kovové pěny s použitím prášků (tvorba oxidických filmů), než je tomu při napěňování taveniny z externího zdroje a přidáváním keramických částic.

Malé částice se obtížně mísí s taveninou hliníku, jak uvádí BABCSAN [4] na základě poznatků výzkumníků Wu a Reddiho o stabilizačních částicích. Na obr. 5.22 je souvislost mezi objemem a velikostí stabilizačních částic, které použili různí výzkumníci (Waigang, Leitlmer, Ip a Babcsan) při výrobě kovových pěn.



Particle volume fraction – objem částic ve frakci; Particle size – velikost částic  
 Oxide films – oxidické filmy; Particles – částice; Leitlmeier (foam) - pěna podle [7]; Jin (melt)-tavenina podle [5]; Babcsan (melt) – tavenina podle [4] Alporas – pěna podle metody Alporas;  
 Weigand (foam) – pěna podle autora WEIGANDA

Obr. 5.22 Diagram stability pro kovové pěny týkající se frakce a velikosti částic (zahrnuti jsou i údaje různých autorů měřené v pěnové hmotě nebo v tavenině), [4]



Z obr. 5.22 je patrná souvislost mezi velikostí a objemem částic ve frakci (zabezpečují stabilitu pěny) dle autorů, kteří sledovali taveninu nebo pěnu: Leitlmeier (pěna), cca 10 objem. % částic, velikost 8  $\mu\text{m}$  [7]; JIN (tavenina), cca 5 objem. % částic, velikost 4  $\mu\text{m}$ , [5]; BABCSAN (tavenina), cca 5 objem. % částic, velikost 10  $\mu\text{m}$ , [4], pěna Alporas cca 0,2 až 1 objem. % částic, velikost 0,02 až 0,3  $\mu\text{m}$  pro vznik oxidického filmu, [4], WEIGAND (pěna), cca 0,2 objem. % částic, velikost 0,02  $\mu\text{m}$  pro vznik oxidického filmu, [4].

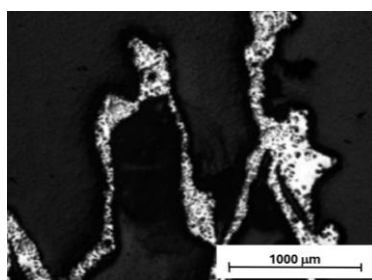
## 5.5 Složení částic a vliv reakčních vrstev na částice

### 5.5.1 Složení částic

Stabilizace pěny závisí na vhodných částicích a jejich stabilizačním účinku, který je dán především chemickým složením částic. Jsou to částice  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiC}$  a  $\text{MgO}$ . To znamená, že tyto chemické sloučeniny ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiC}$  a  $\text{MgO}$ ) jsou stabilizační částice pěny. Částice zvyšují stabilitu kapalně hliníkové pěny vyrobené vstříkáním plynu z externího zdroje. Napěňování čistého  $\text{Al}$  a jeho slitin, které je založeno na aplikaci práškové metalurgie (práškové kompakty) mohou být stabilizovány činnidly  $\text{TiB}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  a  $\text{SiC}$ , v tomto pořadí, jak uvádí BABCSAN [4] na základě poznatků Kennedyho. Je všeobecně známo, že vedle složení částic také na stabilizační účinek má vliv úhel smáčení (úhel kontaktu s taveninou) [9].

Pro taveninu hliníku,  $\text{SiC}$  a  $\text{Al}_2\text{O}_3$  kontaktní úhly jsou zdůrazňovány několika autory, jak uvádí BABCSAN [4] podle závěrů Laurenta a dále podle výzkumů Shena. Rozsah kontaktního úhlu se pohybuje od 60 do 90 °. KENNEDY [10] sledoval vliv kontaktního úhlu 98° na částicích  $\text{TiB}_2$  v čistém hliníku při teplotě 900 °C. Jak je z metalurgie a tavení hliníku známo, při dosažení teploty 780 °C se na jeho povrchu intenzivně tvoří oxidy  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Podle CAPTAYE [9] u nezoxidovaných tavenin může být kontaktní úhel mezi taveninou a částicí  $\text{TiB}_2$  velmi malý úhel smáčení.

Byly prováděny pokusy, jak uvádí [4], s použitím částic  $\text{TiB}_2$  při výrobě hliníkové pěny metodou napěňování plynem z externího zdroje do taveniny slitiny hliníku  $\text{AlSi10}$  o teplotě 700 °C. Do taveniny bylo přidáno 15 hmot. %  $\text{TiB}_2$  o velikosti částic 3 až 6  $\mu\text{m}$ . Bylo zjištěno, že  $\text{TiB}_2$  není účinný stabilizátor pro výrobu této hliníkové pěny, jak dokládá obr. 5.23. Na obr. 5.23 jsou nepravidelné zbytky bublin kovové pěny vzniklé napěněním slitiny  $\text{AlSi10}$  s obsahem stabilizačních částic (15 hmot. % částic  $\text{TiB}_2$  o velikosti 3-6  $\mu\text{m}$ ), sledováno světelným mikroskopem.



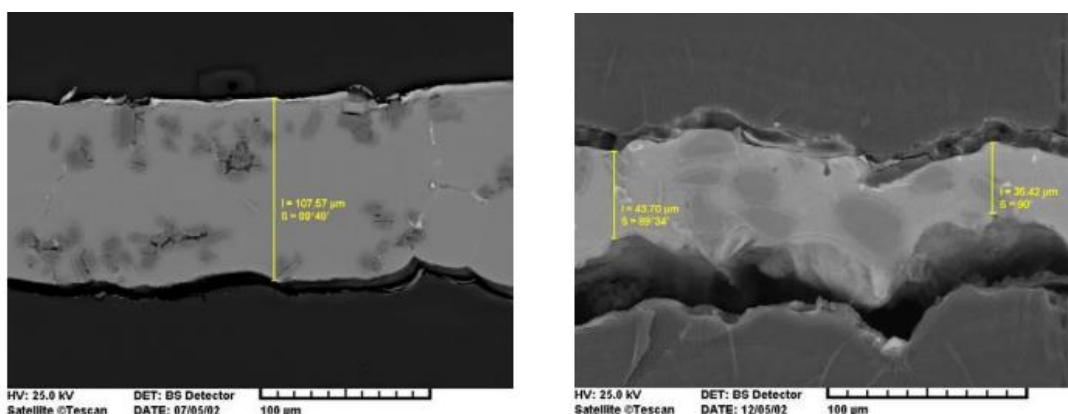
Obr. 5.23 Nepravidelné zbytky bublin hliníkové pěny ze slitiny  $\text{AlSi10}$  s přítomností stabilizačních částic  $\text{TiB}_2$ , stanoveny světelným mikroskopem), [4]



Při výrobě této pěny bylo zjištěno, že částice  $TiB_2$  vypadávají z povrchů bublin a zanechávají významné množství  $TiB_2$  na povrchu taveniny. Výzkumy ukazují, že nejen chemické složení částic, ale i jiné vlivy (nebo přítomnost dalších částic mezi částicemi stabilizačních činidel) mohou ovlivňovat kvalitu výroby kovových pěn.

### 5.5.2 Vliv reakčních vrstev na částice

Sledování vlivu reakčních vrstev na stabilizační částice bylo provedeno při výrobě hliníkové pěny metodou MMC, resp. metoda *Duralcan* – vstřikováním externího plynu do taveniny. K tomuto účelu byla použita tavenina hliníkové slitiny  $AlSi0,8Mg0,8$  a 10 objem. % stabilizačního činidla  $Al_2O_3$ . Jak je patrné z obr. 5.24 (vlevo) byly vytvořeny tlustší stěny buněk hliníkové pěny s více shlukovanými částic  $Al_2O_3$ , než tomu bylo u modifikované metody MMCs, kdy byla použita slitina hliníku  $AlSi10Mg$  (s vyšším poměrem mezi Si/Mg) a s množstvím stabilizačního činidla 12,5 objem. %  $Al_2O_3$ , viz obr. 5.24 (vpravo).

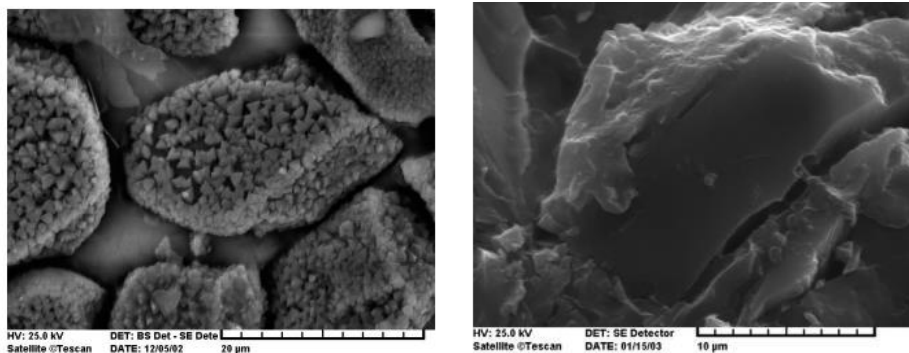


Obr. 5.24 Řez stěnou buňky hliníkové pěny (se shlukem částic  $Al_2O_3$ , které jsou potaženy spinelem  $Al_2MgO_4$ ) ze slitiny s nízkým poměrem Si/Mg, SEM, vlevo; řez stěnou hliníkové buňky hliníkové pěně (částice  $Al_2O_3$  jsou bez přítomnosti spinelu  $Al_2MgO_4$ ) ve slitině hliníku s vysokým poměrem Si/Mg, SEM, vpravo, [4]

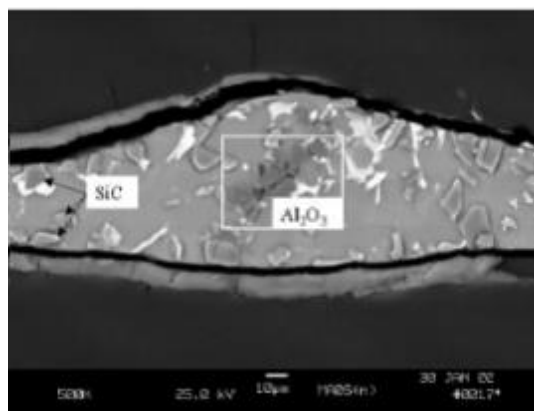
Částice v řezech na buněčných stěnách ukázaly, že na částicích oxidu hlinitého se tvoří vrstva spinelu ( $Al_2MgO_4$ ), pro nízký poměr Si/Mg, viz obr. 5.25 (vlevo). Pokud je přítomno více Si ve slitině hliníku, pak je předpoklad, že se nevytvoří na částicích  $Al_2O_3$  vrstva spinelu  $Al_2MgO_4$ , vznikají tenčí stěny buněk s inhibicí tvorby klastrů. V řezu buněčné stěny byla pozorována lokální konglomerace částic  $Al_2O_3$  (metoda MMC), která zvyšuje tloušťku buněčné stěny, viz obr. 5.26. Částice SiC, identifikované EDS, jsou patrné na povrchu buněčných stěn.

Také bylo ukázáno, že SiC ztrácí schopnost stability s vyšší přehřátí taveniny. Analýza XRD ukázala, že při vysoké teplotě taveniny vzniká tvorba  $Al_4C_3$  BABCSAN [11]. Tvorba karbidu na povrchu stabilizační částice může ovlivňovat kontaktní úhel částice a taveniny. Tím se může dostat mimo oblast svého působení. Pokud se jedná o vliv napěňovacího procesu a druh plynu pro napěňovací proces (MMC, Duralcan). Bylo zjištěno, že stabilita kovové pěny závisí nejen na vlastnostech stabilizačních

částic, ale také na použitém plynu pro napěňovací proces. Pokud je plyn vodík, který se používá při výrobě kovových pěn práškovou metalurgií s použitím napěňovacího činidla, kterým právě bývá  $TiH_2$  je nutno počítat se skutečností, že tenké filmy stěn plynových buněk se často poruší a vznikající pěna kolabuje.



Obr. 5.25 Spinel  $Al_2MgO_4$ , na povrchu částice  $Al_2O_3$  ve stěně buňky hliníkové pěny s nízkým poměrem  $Si/Mg$ , SEM (vlevo); částice  $Al_2O_3$  bez přítomnosti spinelu ve stěně buňky hliníkové pěny s vysokým poměrem  $Si/Mg$ , SEM (vpravo), [4]



Obr. 5.26 Řez stěnou buňky hliníkové pěny (vyrobené z MMCs Duralcan, napěňováno vzduchem), přítomnost stabilizačních částic  $SiC$  s přídavkem  $Al_2O_3$ , SEM [11]

Základní parametry pro výrobu stabilní kovové pěny lze rozdělit do dvou skupin. Důležitá je *role pevné inkluze* (tj. částice a nebo tenké nekovové filmy). Dále *úloha tvorby povrchové slupky*. Úloha povrchové slupky byla zkoumána v literatuře pro kovové pěny vyrobené vstřikováním plynu, jak uvádí BABCSAN [4]. V této kapitole je uvažován vliv pevných inkluzí na stabilitu pěny. Na základě výzkumů je možno konstatovat, že pevné vměstky ovlivňují stabilitu pěny díky jejich smáčivosti, tvaru a jejich rozložení (distribuce) v tavenině (tvorba sítě, shlukování nebo segregace). Kromě koncentrace a velikosti částic nedávné výzkumy ukázaly, že jak složení stabilizačních částic, tak i složení kovových tavenin ovlivňuje stabilitu kovových pěn. Předpokládá se, že na chování stabilizačních částic působí nejen složení taveniny a její teplota, ale i případné působení dalších technologických vlivů, BABCSAN [4].

## 6. CHARAKTERISTIKA FYZIKÁLNÍCH A MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ CELULÁRNÍCH KOVOVÝCH MATERIÁLŮ

### 6.1 Fyzikální vlastnosti kovů pro výroby napěněných materiálů

#### 6.1.1 Objemová hmotnost napěněného materiálu

Objemová hmotnost napěněného kovového materiálu je jednou z důležitých fyzikálních veličin pěny, která ovlivňuje další veličiny a jejich hodnoty, jako např. hodnotu mechanických vlastností, celkovou hmotnost vyrobeného dílu. Díky zkouškám v tlaku byl potvrzen předpoklad, že čím je vyšší objemová hmotnost pěny, tím je větší i její tuhost a kovová pěna více odolává mechanickému namáhání, především v tlaku. Současně také závisí na dalších parametrech, jako je např. tloušťka krusty (pokud pěna nějakou krustu má) a na velikosti pórů kovové pěny. V technické praxi je výhodná nízká objemová hmotnost. Tak např. objemová hmotnost hliníkových pěn je v rozmezí od 400 do 600 kg·m<sup>-3</sup>. Podle výzkumů ORTA [11], a GIBSONA [12] se v tomto rozmezí objemových hmotností dosahuje přijatelných výsledků ze všech zkoumaných hledisek. Současně je nutno konstatovat, že čím je vyšší objemová hmotnost pěny, tím rostou i náklady na její celkovou výrobu. Např. výrobek pěny s povrchovou krustou vyrobený ze slitiny AlSi12 s objemovou hmotností 400 kg·m<sup>-3</sup>, ve tvaru válce Ø 50 mm x 100 mm, vyrobený firmou LKR, má v současné době cenu cca 5 €. Tím se uvažuje kusová výroba bez nutnosti výroby nové napěňovací formy.

#### 6.1.2 Velikost obalu pěny (tloušťka krusty)

Povrchový obal (krusta) kovové „pěny“, významně ovlivňuje vlastnosti pěny. Tento obal se dosáhne vhodnou volbou technologie výroby „pěny“ (v poslední fázi výroby „pěny“ dochází k velmi rychlému ochlazení napěňovací formy). Tím se na povrchu „pěny“ vytvoří tuhá vrstva neboli krusta. Tak např. kovová „pěna“ vyrobená foukáním napěňovacího plynu do taveniny tuto krustu nemá. Velikost krusty napěněného dílu nelze předem jednoznačně stanovit. Významný vliv na velikost krusty má celková velikost dílu. Čím větší je díl, tím je tloušťka krusty větší. Velikostí a vlivem krusty na vlastnosti pěn vyrobených práškovou metalurgií se zabýval ORT [11], a dospěl k závěru, že v případě vzorků pro zkoušku v tlaku, které byly ve tvaru válců Ø 50 x 100 mm byla tloušťka krusty 0,18 mm. Je možno konstatovat, že tloušťka krusty 0,18 mm je minimální hodnota obalu pěnového dílu, [11]. Vyrobít odlitky s menší tloušťkou krusty není možné. Tak např. podle [10], ve firmě *Leichtmetall – Kompetenzzentrum* (LKR) Rauhofen, byl vyroben napěněný díl z hořčíkové slitiny vakuovou metodou (do kelímku se nalévá roztavený šrot a napěnění je provedeno pomocí podtlaku). Napěněný díl kopíruje tvar formy (což v tomto případě je kelímek, ve kterém je vypěňován). Výsledný napěněný díl měl rozměry Ø 80 x 150 mm, tloušťka krusty byla cca 20 mm, což je výrazný nárůst oproti dílu pěny z AlSi12, který byl vyroben práškovou metalurgií.

Použitím určité technologie se dá výrazně redukovat tloušťka pěnového obalu. Tloušťka obalu (krusta) má výrazný vliv na všechny veličiny a jejich hodnoty, které jsou na napěněném dílu zkoumány. Podle předpokladu platí závislost: čím je větší tloušťka krusty (pěnového obalu), tím napěněný díl vykazuje vyšší mechanické hodnoty. To je důležité zejména při zkoumání napěněných dílů určených pro aplikaci v automobilovém průmyslu.

### 6.1.3 Množství a velikost buněk napěněného materiálu (porozita)

Množství a velikost plynových buněk vyrobené kovové „pěny“ (porezita neboli porozita, pórovitost) je také důležitou fyzikální veličinou, která definuje její chování i mechanické vlastnosti. Velikost buněk kovové „pěny“ lze ovlivňovat pomocí výrobní technologie. Rozmezí velikosti a množství buněk se obvykle pohybuje od 60 do 80 %. Pro výrobu kovových, resp. hliníkových „pěn“ *práškovou metalurgii* je typická hodnota porózity kolem 80 %. Opět zde platí přímá úměra, čím větší je porozita vyrobené pěny, tím nižší je jeho celková hmotnost, ale současně přímo úměrně klesají hodnoty mechanických vlastností.

Velikost pórů hraje velkou roli zejména při zkouškách namáhání napěněného materiálu tlakem. Ze závěrů práce [11] vyplývá, že při provádění zkoušek v tlaku (testy komprese) se vzorkem pěny s 81 % porezitou (pórovitostí, porózitou), autoři došli k následujícímu závěru. Při použití vzorků s nižší porezitou např. 60 %, plynové buňky (póry) kovové „pěny“ jsou více zhuštěné, mají menší objem, avšak celkové množství buněk je vyšší. Tato vnitřní stavba kovové „pěny“ má výrazný vliv, především na vyšší rychlost při zkoušce v tlaku rychlosti (1 m·s<sup>-1</sup> a vyšší rychlosti zatížení). Při zkoušce v tlaku se vzorky deformují zejména po hranicích buněčné struktury a tím je ovlivňována výsledná pevnost celého napěněného materiálu. Pokud by měl vzorek pěny cca o 20 % více plynových buněk, mohla by deformace postupovat po krustě pěny, čímž by deformace tolik nepoškodila vnitřní stavbu „pěnového“ dílu. Tento jev je možno pozorovat při zatížení kovové „pěny“ tlakem rychlostí 1 m·s<sup>-1</sup>, kdy tloušťka krusty v tomto případě hraje ještě větší úlohu. Pokud by zkušební vzorek měl tloušťku krusty minimálně 0,5 mm, tak se jedná o dostatečně tuhý povrch pro vnitřní buněčnou strukturu. Tím se předpokládá, že výsledná tuhost kovové „pěny“ by se mohla více než zdvojnásobit. Toto tvrzení je ovšem nutné prověřit pomocí dalších experimentálních testů.

## 6.2 Predikce a stanovení hodnot kovových celulárních materiálů

### 6.2.1 Stanovení objemové hmotnosti celulárních materiálů ( $\rho$ )

Objemová hmotnost celulárních systémů (pěn) se stanovuje fyzikálním výpočtem podle známého vztahu:

$$\rho = \frac{m}{V} [kg \cdot m^3], \quad (6.1)$$

kde značí:  $V$  – objem vzorku pěny [ $\text{m}^3$ ],  $m$  – hmotnost vzorku pěny [kg].

Ze vzorce (6.1) lze měrnou hmotnost stanovit přímo, na základě zjištění hmotnosti tělesa  $m$  vážením a současně zjištění objemu tělesa  $V$ . U jednoduchých geometrických tvarů, lze zjistit objem výpočtem na základě změřených délkových rozměrů tělesa.

V ostatních případech se objemy těles stanovují z přímého měření objemů kapalin. Do těchto kapalin se ponořují sledovaná tělesa, na kterých se stanovuje objem. Je nutné mít kapalinu v odměrné nádobě a (např. odměrný válec). Pokud však se musí ke stanovení objemu použít odměrná nádoba, bývá přímá metoda stanovení měrné hmotnosti málo přesná (relativní chyba při měření objemu bývá nejméně 1 % a více; přesnost vážení, která se pohybuje zhruba kolem 0,1 %, zůstane tak nevyužita). Proto se při přesnějším sledování měrné hmotnosti nahrazuje málo přesná přímá metoda metodami nepřímými, tzv. druhým vážením (úloha se také nazývá hydrostatická). Hydrostatická metoda je metoda vhodná pro určování měrné hmotnosti těles nepravidelného tvaru. Je založena na platnosti Archimedova zákona. Měření spočívá ve dvojím vážení daného tělesa na upravených laboratorních vahách. První vážení vyšetřovaného tělesa se provádí ve vzduchu, hmotnost se označuje  $m_v$ .

*Pro rovnováhu na vzduchu platí:*

$$V \cdot g \cdot (\rho - \rho_v) = m_v \cdot g \cdot \left(1 - \frac{\rho_v}{\rho_z}\right), \quad (6.2)$$

kde značí:  $\rho$  - zjišťovanou hustotu tělesa [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ];  $V$  – objem sledovaného tělesa [ $\text{m}^3$ ];  $\rho_v$  – hustotu vzduchu [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ];  $\rho_z$  – hustotu závaží [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ];  $m_v$  – hmotnost tělesa stanovená vážením na vzduchu [kg].

Při druhém vážení je sledované těleso zcela ponořeno do kapaliny o známé hustotě  $\rho_k$ . Nejčastěji používanou kapalinou je destilovaná voda, jejíž měrná hmotnost je tabelovaná. Těleso vyvážíme závažím o hmotnosti  $m_k$ .

*Pro rovnováhu po druhém vážení lze psát:*

$$V \cdot g \cdot (\rho - \rho_k) = m_k \cdot g \cdot \left(1 - \frac{\rho_v}{\rho_z}\right), \quad (6.3)$$

Po matematických úpravách rovnice (6.3) lze stanovit vztah pro určení hustoty sledovaného tělesa:

$$\rho = \left(\frac{\rho_k \cdot m_v - \rho_v \cdot m_k}{m_v - m_k}\right), \quad (6.4)$$

kde značí:  $\rho_k$  – měrnou hmotnost známé kapaliny [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ];  $m_k$  – hmotnost známého závaží při vážení v kapalině [kg];  $\rho_v$  – měrnou hmotnost vzduchu [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ];  $m_v$  – hmotnost známého závaží při vyvážení na vzduchu [kg].

## 6.2.2 Stanovení relativní měrné hmotnosti celulárního materiálu

Relativní měrná hmotnost pěny ( $\rho_{REL}$ ) – je podílem hustoty napěněného materiálu (hliníkové pěny – Al. P.) k hustotě nenapěněného materiálu (B.M.):

$$\rho_{REL} = \frac{\rho_{ALP.}}{\rho_{B.M.}}, \quad (6.5)$$

kde značí:  $\rho_{REL}$  – relativní měrnou hmotnost kovové pěny [1];  $\rho_{ALP.}$  – relativní měrnou hmotnost pěny (porézního kovového materiálu) [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ];  $\rho_{B.M. (Al)}$  – hustotu základního (nanapěněného) materiálu [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ].

## 6.2.3 Stanovení pórovitosti kovových celulárních materiálů (P)

Pórovitost ( $P$ ) je podílem rozdílu hustoty nenapěňovaného materiálu a měrná hmotnosti napěněného materiálu (hliníkové „pěny“ – Al. P.) k hustotě nenapěněného materiálu (B.M.):

$$P = \left( \frac{\rho_{B.M.} - \rho_{ALP.}}{\rho_{B.M.}} \right) \cdot 100 [\%] \quad (6.6)$$

V tabulce 6-1 jsou empirické vztahy pro stanovení hodnot veličin mechanických vlastností celulárních systémů (kovových pěn), které jsou rozděleny do dvou skupin, podle charakteru buněk pěny (otevřených a uzavřených).

Tabulka 6-1 Vztahy pro výpočet mechanických vlastností kovových celulárních systémů podle ASHBYHO [2]

<i>Vztahy pro stanovení mechanických vlastností kovových celulárních materiálů</i>		
<i>Veličina</i>	<i>Pěny s otevřenými buňkami</i>	<i>Pěny s uzavřenými buňkami</i>
<b>Youngův modul pružnosti E [MPa]</b>	$E = (0,1 \div 4)E_S \cdot \left(\frac{\rho}{\rho_S}\right)^2$	$E = (0,1 \div 4)E_S \cdot \left[0,5 \cdot \left(\frac{\rho}{\rho_S}\right)^2 + 0,3 \cdot \frac{\rho}{\rho_S}\right]$
<b>Modul ve smyku G [MPa]</b>	$G \approx \frac{3}{8} \cdot E$	$G \approx \frac{3}{8} \cdot E$
<b>Modul stlačitelnosti K [MPa]</b>	$K \approx 1,1 \cdot E$	$K \approx 1,1 \cdot E$
<b>Modul pružnosti v ohybu <math>E_f</math> [MPa]</b>	$E_f \approx E$	$E_f \approx E$
<b>Poissonovo číslo <math>\mu</math> [1]</b>	0,32 ÷ 0,34	0,32 ÷ 0,34
<b>Pevnost v tlaku <math>\sigma_c</math> [MPa]</b>	$\sigma_c = (0,1 \div 1,0) \cdot \sigma_{c,S} \cdot \left(\frac{\rho}{\rho_S}\right)^{3/2}$	$\sigma_c = (0,1 \div 1,0) \cdot \sigma_{c,S} \cdot \left[0,5 \cdot \left(\frac{\rho}{\rho_S}\right)^{2/3} + \left(\frac{\rho}{\rho_S}\right)\right]$
<b>Pevnost v tahu <math>\sigma_t</math> [MPa]</b>	$\sigma_t \approx (1,1 \div 1,4) \cdot \sigma_c$	$\sigma_t \approx (1,1 \div 1,4) \cdot \sigma_c$
<b>Napětí na mezi únavy <math>\sigma_E</math> [MPa]</b>	$\sigma_E \approx (0,5 \div 0,75) \cdot \sigma_c$	$\sigma_E \approx (0,5 \div 0,75) \cdot \sigma_c$
<b>Deformace do zhutnění <math>\varepsilon_D</math></b>	$\varepsilon_D = (0,9 \div 1,0) \cdot \left[(1,0 - 1,4) \cdot \left(\frac{\rho}{\rho_S}\right) + \left(\frac{\rho}{\rho_S}\right)^3\right]$	$\varepsilon_D = (0,9 \div 1,0) \cdot \left[(1,0 - 1,4) \cdot \left(\frac{\rho}{\rho_S}\right) + \left(\frac{\rho}{\rho_S}\right)^3\right]$

<b>Ztrátový součinitel <math>\eta</math> [1]</b>	$\eta = (0,95 \div 1,05) \cdot \frac{\eta_s \cdot \rho_s}{\rho}$	$\eta = (0,95 \div 1,05) \cdot \frac{\eta_s \cdot \rho_s}{\rho}$
<b>Tvrdoost H [MPa]</b>	$H = \sigma_c \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{\rho}{\rho_s}\right)$	$H = \sigma_c \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{\rho}{\rho_s}\right)$
<b>Iničiace lomu <math>J_{IC}</math> [J·m<sup>-2</sup>]</b>	$J_{IC} = (0,1 \div 0,4) \cdot \sigma_{y,s} \cdot l \cdot \left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^{(1,3 \div 1,5)}$	$J_{IC} = (0,1 \div 0,4) \cdot \sigma_{y,s} \cdot l \cdot \left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^{(1,3 \div 1,5)}$

Z důvodu, že mechanické hodnoty hliníkové pěny závisí na mnoha faktorech (např. na měrné hmotnosti pěny, charakteru kovové slitiny, atd.), proto je nutno brát vztahy pro výpočty uvedené v tab. 6-1 za informativní.

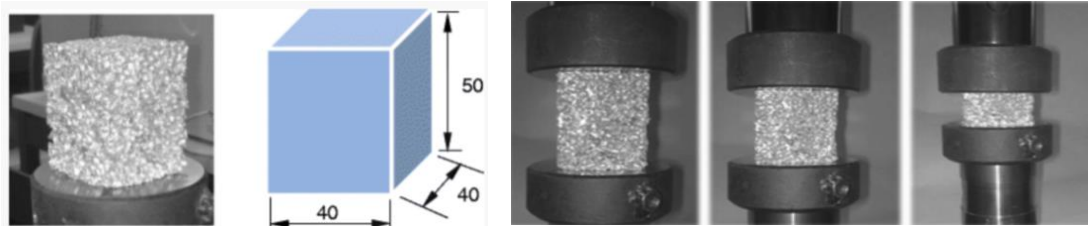
Tabulka 6-2 Vztahy pro výpočet elektrických vlastností kovových celulárních systémů, podle ASHBYHO [2]

<i>Vztahy pro stanovení tepelných vlastností kovových celulárních materiálů</i>		
<i>Veličina</i>	<i>Pěny s otevřenými buňkami</i>	<i>Pěny s uzavřenými buňkami</i>
<b>Teplota tání <math>T_{TA}</math> [°C]</b>	jako u nenapěněných materiálů	jako u nenapěněných materiálů
<b>Maximální provozní teplota <math>T_{MAX}</math> [K]</b>	jako u nenapěněných materiálů	jako u nenapěněných materiálů
<b>Minimální provozní teplota <math>T_{MAX}</math> [K]</b>	jako u nenapěněných materiálů	jako u nenapěněných materiálů
<b>Měrná tepelná kapacita <math>c_p</math> [J·kg<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>]</b>	jako u nenapěněných materiálů	jako u nenapěněných materiálů
<b>Tepelná vodivost <math>\lambda</math> [W·m<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>]</b>	$\left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^{1,8} < \frac{\lambda}{\lambda_s} < \left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^{1,65}$	$\left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^{1,8} < \frac{\lambda}{\lambda_s} < \left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^{1,65}$
<b>Koeficient teplotní roztažnosti <math>\alpha</math> [K<sup>-1</sup>]</b>	jako u nenapěněných materiálů	jako u nenapěněných materiálů
<b>Latentní teplo L [J·kg<sup>-1</sup>]</b>	jako u nenapěněných materiálů	jako u nenapěněných materiálů
<i>Vztahy pro stanovení elektrických vlastností kovových celulárních systémů</i>		
<b>Elektrický odpor R [10<sup>-8</sup>·Ω·m]</b>	$\left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^{-1,6} < \frac{R}{R_s} < \left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^{-1,85}$	$\left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^{-1,6} < \frac{R}{R_s} < \left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^{-1,85}$

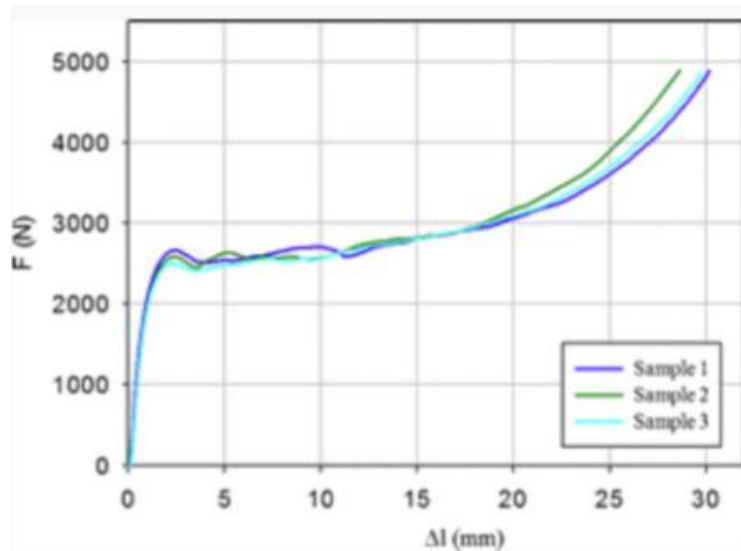
### 6.3 Zkouška napětí v tlaku celulárních systémů

Mechanické vlastnosti kovových celulárních systémů jsou vzhledem k jejich buněčné struktuře odlišné ve srovnání s běžnými (kompaktními) kovy. Proto nelze při sledování mechanických vlastností použít běžné zkušební metody, jako je např. zkouška v tahu. Nejdůležitější zkouškou pro testování celulárních kovových materiálů je zkouška v tlaku, viz obr. 6.1. Na základě této zkoušky, závislost síla v tlaku – dráha, viz obr. 6.2, byly sledovány pevnosti v tlaku 3 vzorků z pěny *Alporas*. Pro zkoušku v tlaku se uvádí velmi často závislost napětí v tlaku – deformace, viz obr. 6.3a), kde jsou na deformační křivce patrné 3 oblasti. Na obr. 6.3b) je naznačena plocha deformační práce pod tzv. křivkou „změny“.

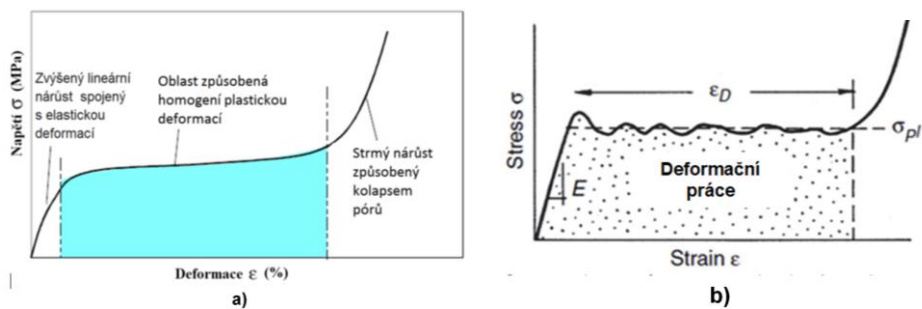




Obr. 6.1 Zkouška v tlaku kovových celulárních systémů (kovových pěn), v tomto případě hliníková pěna Alporas, [13]



Obr. 6.2 Závislost síly v tlaku a dráhy, při sledování maximální síly pro stanovení pevnosti v tlaku 3 vzorků z pěny Alporas, [13]



Stress – napětí, strain – deformace

Obr. 6.3 Schéma závislosti napětí v tlaku – deformace pro hliníkovou pěnu

Na obr. 6.3 a) a 6.3b) jsou tři významné oblasti I., II. a III., které představují: (I.) je lineární nárůst napětí na začátku deformace, (II.) plošný režim téměř konstantního napětí a (III.) strmý nárůst napětí v tlaku. Toto chování bylo zjištěno jako typické pro celulární kovové systémy (kovové pěny), jak s otevřenými, tak uzavřenými stěnami buňkami. Plocha pod křivkou změny, obr. 6.3b), představuje deformační práci:  $Q_{AB} = \int_0^{\epsilon_P} \sigma \cdot d\epsilon$ .

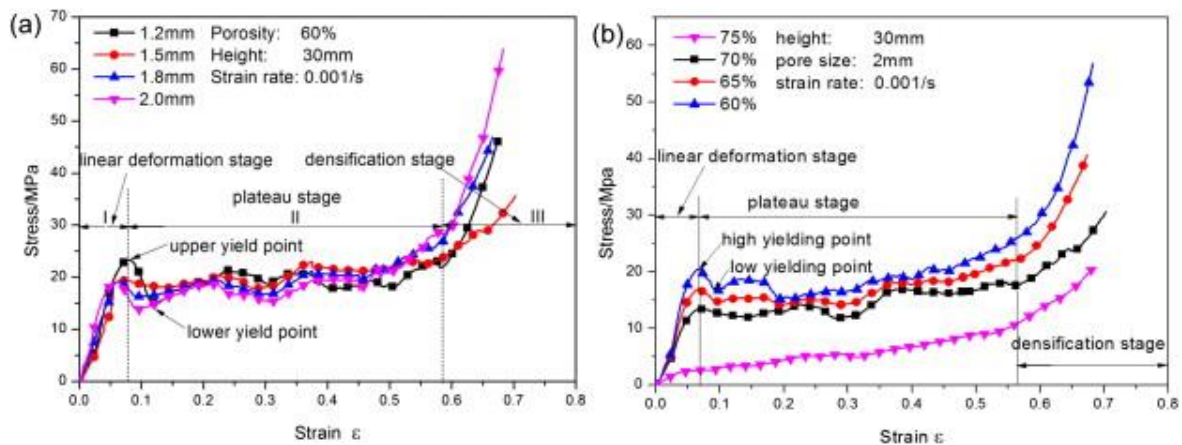
*První oblast* – lineární nárůst není způsoben pouze pružnou deformací, jako je to u kompaktních kovů. U pěn může při nízkých namáháních docházet k nevratným (plastickým) deformacím.

*Druhá oblast* – pozvolný nárůst tlakového napětí je způsobena homogenní plastickou deformací.

*Třetí oblast* – prudký nárůst napětí je způsoben deformováním stěn plynových buněk, až postupně dochází ke zhroucení buněk. Opačné buněčné stěny se začnou navzájem dotýkat.

Bylo prokázáno, že pevnost v tahu pěny je téměř stejná jako napětí, při které odpovídá druhé oblasti. Proto je tento napětí používáno jako hlavní hodnota vlastností pěn. Díky zvláštnímu tvaru křivky (napětí v tlaku – deformace), především druhá oblast, jsou kovové pěny schopné absorbovat velké množství energie při poměrně nízkých namáháních (potenciál absorpce energie se zvyšuje se zvyšující se plochou pod druhou oblastí). Kovové pěny se chovají jako polyuretanové pěny, s tím rozdílem, že jejich síla, resp. napětí je asi 30 krát vyšší na stejné úrovni poréznosti. Ukázalo se, že je několik faktorů, které ovlivňují chování pěny při zkoušce v tlaku. Je to zejména hustotu pěny a volbou kovové slitiny.

Na obr. 6.4a) a obr. 6.4b) jsou křivky tlakové napětí – deformace napěněného materiálu vyrobeného ze slitiny hořčíku (AZ 31: 3,14% Al; 0,72 % Zn; 0,45% Mn; 0,05 % Si; zbytek hořčík) s rovnoměrnou pórovitostí (60 %) a rozměry zkušebních vzorků byly 30 × 30 × 30 mm, ale různou velikostí pórů (1,2; 1,5; 1,8 a 2,0 mm) a různou porozitou 60 %, 65 %, 70 % a 75 % (střední velikosti pórů asi 2,0 mm), [3]. Jak je patrné z obr. 6.4, také křivka napětí v tlaku – deformace pro slitiny hořčíku obsahuje tři oblasti. Pevnost druhé oblasti je důležitým aspektem pro hodnocení charakteristik absorpce energie Kovovou „pěnou“. Jak je patrné z obr. 6.4a), druhá oblast (střední plató) napětí se zvýšilo z přibližně 19 MPa na téměř 20 MPa, když se velikost pórů kovové „pěny“ změnila z 1,2 mm na 1,5 mm, a poté lineárně klesalo s rostoucí velikostí pórů. U vzorku s velikostí pórů 1,2 mm mohou být okraje buněk příliš malé, aby dodaly dostatečné množství taveniny, což výrazně zhorší mechanické vlastnosti vyráběného materiálu. Proto pevnost v oblasti II. (plató) klesá [3]. Pokud jde o vzorky z hořčíkové slitiny s velikostí pórů 1,8 a 2,0 mm, pak bylo zjištěno, že větší velikost pórů způsobí nehomogenní hustotu pórů v kovových „pěnách“ [3]. To má vliv na nižší pevnost druhé oblasti, viz obr. 6.4a). Z obr. 6.4b) je patrné, že pevnost v oblasti II. klesá, s rostoucí porozitou materiálu, což je charakteristické chování kovových pěn. Mez kluzu pro pórovitost 60 %, 65 %, 70 % a 75 % je 21; 17; 13,5 a 2,3 MPa.



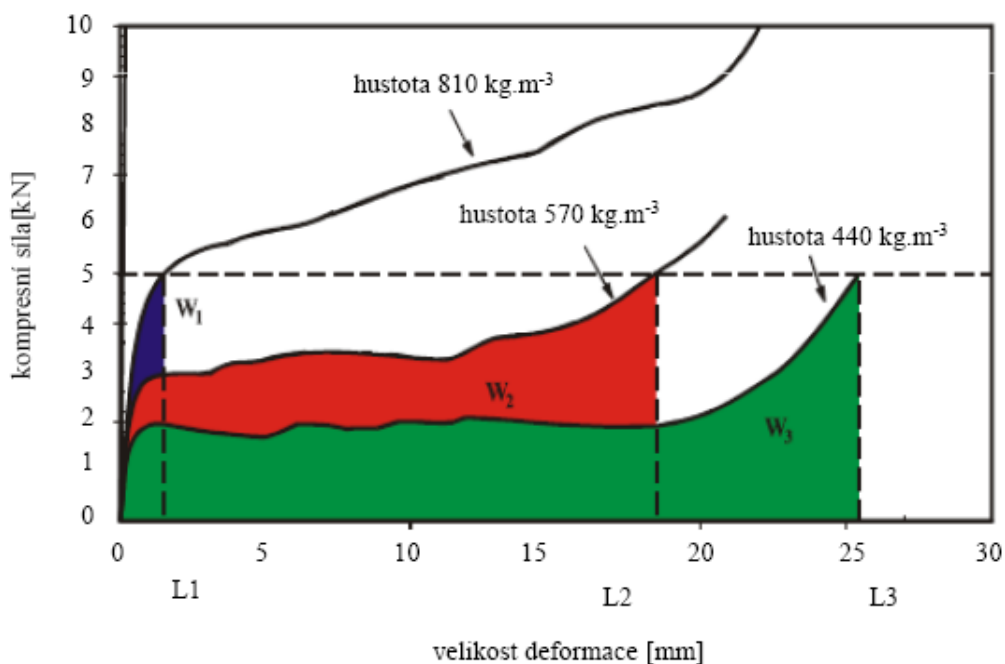
Obr. 6.4 Diagramy napětí v tlaku – deformace pro materiál hořčikové napěněné slitiny AZ 31 a) s různou velikostí pórů (1,2; 1,5; 1,8 a 2,0 mm); b) s různou porozitou 60 %, 65 %, 70 % a 75 %, [3]

U napěněných materiálů vyrobených práškovou metalurgií, je z výzkumů zřejmé, že čím je nižší měrná hmotnost pěny, tím se prodlužuje druhá oblast. Současně je také zřejmé, že napětí v druhé oblasti je nižší v případě nízké měrné hmotnosti. To znamená, že síla, resp. napětí se zvyšuje se zvyšující se měrnou hmotností. Podobné výsledky byly zjištěny u jiných slitin a pěn vyrobených jinými technologiemi. Také obsah legujících prvků má velký vliv na mechanické vlastnosti pěny. Jak také z výzkumů [1] vyplývá, nižší hodnoty napětí vykazují pěny komerčně vyrobené z čistého hliníku. Stejně chování bylo zjištěno u pěn vyrobených s jinými technologiemi. Napětí v tlaku u pěn s otevřenými nebo uzavřenými buňkami je téměř stejné, pokud jsou porovnány pěny ze stejné slitiny se stejnou měrnou hmotností.

Metodika pro zkoušku pevnosti v tlaku hliníkových pěn vyrobených práškovou metalurgií byla vyvinuta ve firmě *LKR Leichtmetall-kompetenzzentrum-Ranshofen GmbH*, Rakousko se provádí na zkušebních tělískách. Používá se zkušební tělísko tvaru válce  $\varnothing 17$  mm, délky 50 mm. Doporučuje se rychlost čelistí tlakového stroje  $0,01 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ . Tento stroj současně vyvozuje tlakovou sílu. Na obr. 6.5 je ukázka křivek zatěžovací síla v tlaku – deformace. Jak je z obr. 6.5 patrné, analogicky pro křivky získané zkouškou v tlaku jsou charakteristické tři oblasti:

V *oblasti 1*, to je při nízkém napětí se materiál deformuje téměř elasticky, protože celulární (buněčné) stěny pruží. *Oblast 2* je stabilní oblast deformace za průměrného tlakového zatížení dochází k počátkům kroucení, borcení nebo lámání stěn buněk pěny. V *oblasti 3* dochází k rychle vzrůstajícímu tlakovému zatížení, při kterém se stěny buněk zhroutnou do sebe. Pro zatížení na začátku druhé části křivky zátěžové výchylky (stabilní úrovně), kdy začíná výrazná plastická deformace, může být vypočítáno napětí a definováno jako plastický tlak, při kterém se celulární (buněčný) systém bortí. Plocha pod křivkou představuje energii potřebnou k dosažení trvalé plastické deformace hliníkové pěny. Množství energie, které se spotřebuje při deformaci do okamžiku, při kterém napětí na vzorek dosáhne maximální hodnoty, je důležité z hlediska porovnání schopnosti materiálu absorbovat nárazovou energii. Tato schopnost úzce souvisí s měrnou hustotou. Když je měrná hmotnost nízká, pěna se úplně zdeformuje dříve, než absorbuje potřebné množství energie. Naopak při

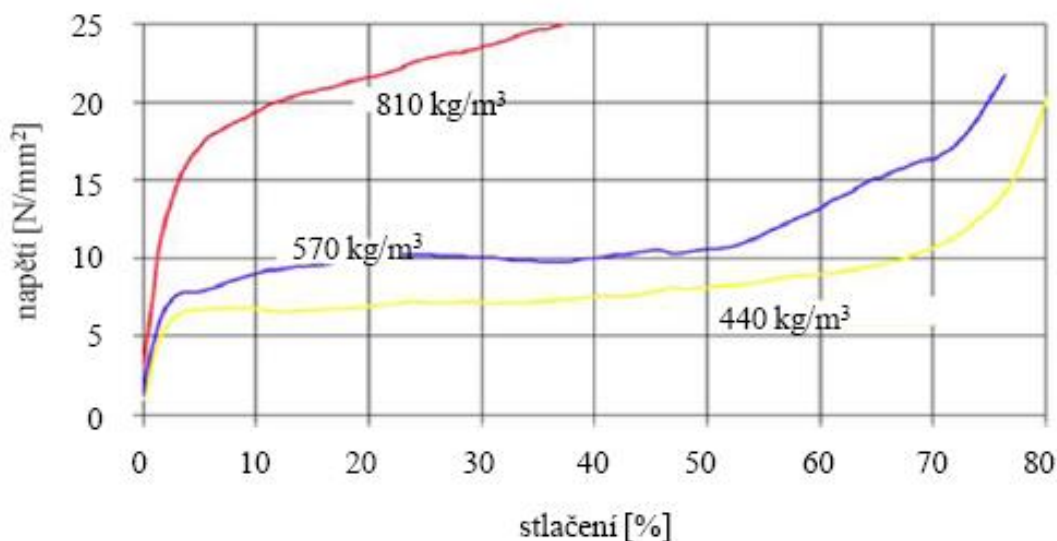
vysoké měrné hmotnosti dosáhne tlakové napětí kritickou hodnotu už při malé deformaci.



Obr. 6.5 Ukázky křivek zatěžovací tlaková síla – deformace, získané při zkouškách hliníkových pěn v tlaku o různé hustotě. Barevně vyznačené oblasti představují energii ( $W$ ) potřebnou k plastické deformaci ( $W_2 > W_3 > W_1$ ), [1].

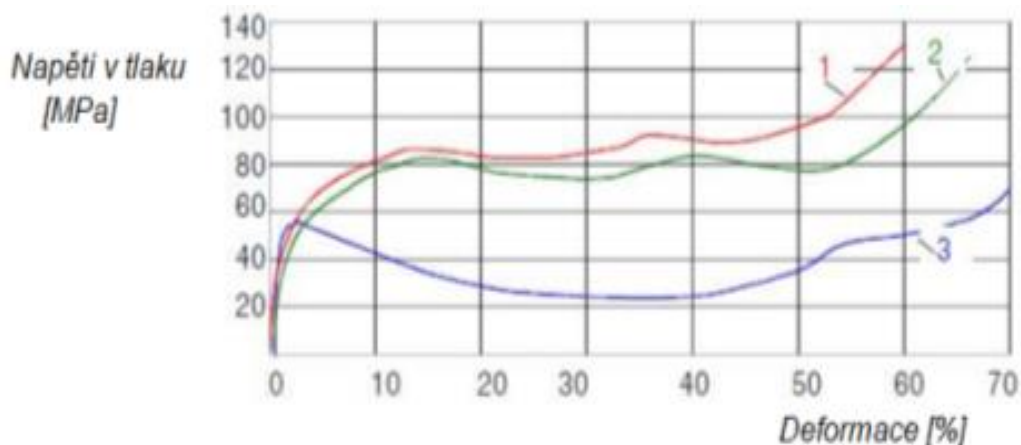
Na obr. 6.5 a na obr. 6.6

je uvedeno chování hliníkových pěn s různou jejich hustotou ( $\rho = 440; 570$  a  $810 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ) při zkoušce v tlaku, [1]. Tyto výsledky potvrzují, jak je výše konstatováno, čím je nižší objemová hmotnost pěny, tím se prodlužuje druhá oblast. Současně je také zřejmé, že napětí v druhé oblasti je tím nižší, čím je nižší objemová hmotnost pěny.



Obr. 6.6a) Chování hliníkových pěn s různou jejich hustotou ( $\rho = 440; 570$  a  $810 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ) při zkoušce v tlaku, [1]

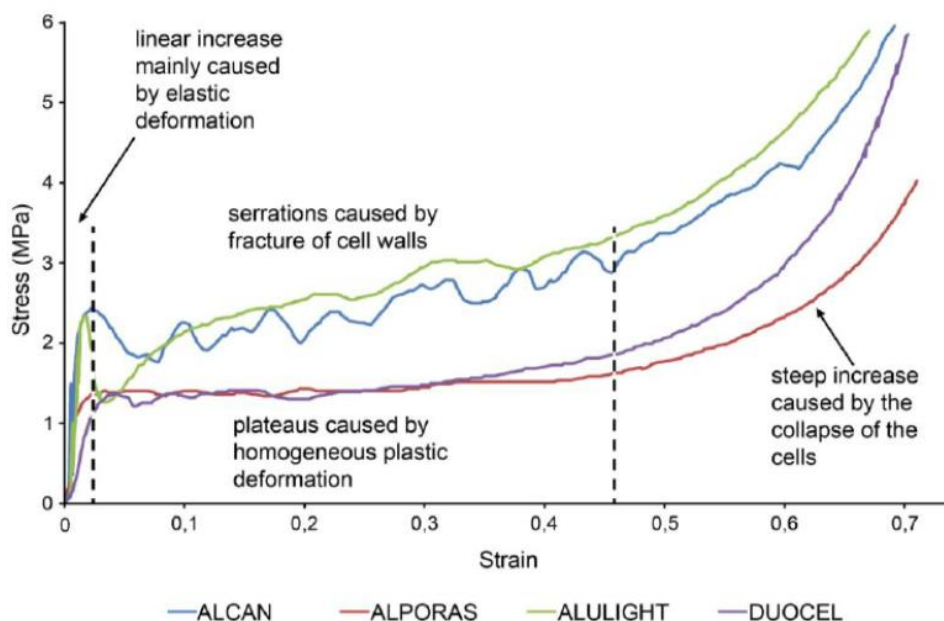
Také povrch pěny má významný vliv na její charakteristické vlastnosti. Kovová pěna, která je pokryta souvislým povrchem (získaný např. odléváním) vy tváří charakter sendvičového materiálu. V tomto případě se povrchová vrstva chová jako výztuha, díky které nastává zvýšení pevnosti materiálu v porovnání se samotnou kovovou „pěnou“. Tento jev je aplikovaný, např. u sendvičového materiálu, složeného z ocelových nebo z hliníkových plechů, přičemž prostor mezi nimi vyplňuje hliníková pěna. Analogicky se zvyšuje i tuhost trubek, pokud se opatří kovovou „pěnovou“ výplní vnitřního prostoru. Kovová „pěna“ totiž zabraňuje předčasnému stlačení trubky a tím zvyšuje množství energie, kterou je schopna trubka pohltit (absorbovat). Navíc, v pokročilých stádiích deformace, když je kovová „pěna“ úplně stlačená, ještě zamezuje další deformaci. Z toho vyplývá, že trubka s menším průměrem a s výplní pěny disponuje shodnými absorpčními schopnostmi jako trubka bez výplně pěny většího průměru než prázdná trubka ještě většího průměru, [3]. Na obr. 6.6b) je uvedena závislost napětí v tlaku – deformace pro trubky s hliníkovou pěnou uvnitř jejího prostoru o různé měrné hmotnosti ( $570 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ,  $490 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ) a trubky bez pěny uvnitř jejího prostoru.



1 - trubka s výplní hliníkové pěny (objemová hmotnost  $0,57 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ); 2 - trubka s výplní hliníkové pěny (objemová hmotnost  $0,49 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ); 3 - trubka bez výplně

Obr. 6.6b) Závislost napětí v tlaku – deformace pro trubku s hliníkovou pěnou uvnitř jejího prostoru různé měrné hmotnosti ( $570 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ,  $490 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ) a trubky bez pěny uvnitř jejího prostoru [3]

Na obr. 6.7 je uvedeno namáhání v tlaku (závislost – napětí deformace) pro hliníkové „pěny“ vyrobené různou technologií (*Alcan*, *Alporas*, *Alulight* a *Durocel*) podle ANDREWSE [15].



Křivky představují pěny pod obchodním názvem, zdola: ALPORAS, DUOCEL, ALCAN a ALULIGHT

Linear increase mainly caused by elastic deformation - lineární nárůst způsobený především elastickou deformací; serrations caused by fracture of cell walls – výchytky napětí (vroubkování) způsobené praskáním buněčných stěn; plateaus caused by homogenous plastic deformation – konstantní průběh způsobený homogenní plastickou deformací; steep increase caused by the collapse of the cells - strmý nárůst způsobený kolapsem plynových buněk

Obr. 6.7 Namáhání hliníkových pěn napětí v tlaku – deformace pro pěny vyrobené různou technologií Alcan, Alporas, Alulight a Durocel, podle [4] a ANDREWSE, [15]

### 6.3.1 Chování celulárních systémů při zkoušce v tlaku

Výzkumy ORTA [11] byly zaměřeny na stanovení vhodné zatěžovací rychlosti při zkoušce v tlaku. Proto jeho testy uplatňovaly hodnoty zatěžovací rychlosti v širokém rozmezí od  $0,001 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  až do  $20 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ . Důvodem bylo sledovat chování hliníkové pěny s krustou při zatěžování různými stupni kompresních rychlostí.

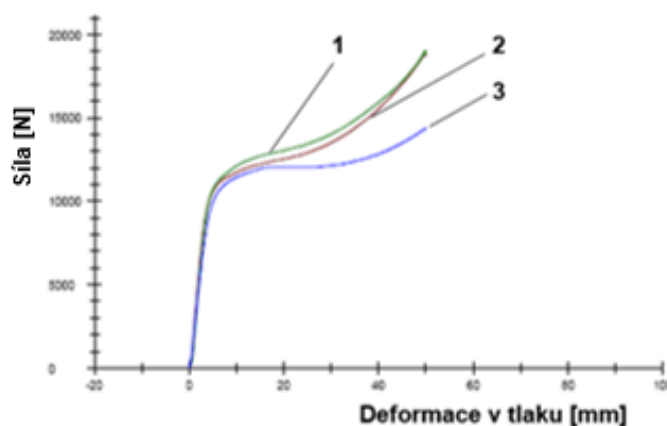
Při zatěžování rychlostí  $0,001 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  se projevila vynikající schopnost hliníkové pěny, kdy se vzorek pravidelně deformoval. S rostoucí rychlostí zatěžování při zkoušce v tlaku se způsob deformace pěny měnil. Při použití rychlosti  $1 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  byl již vzorek výrazně zdeformován, ale jádro, které bylo tvořeno buněčnou strukturou zůstalo pohromadě. Při použití zatěžovací rychlosti  $20 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  vzorek byl kompletně zničen a „rozdrcen“ na několik malých kousků. Výsledné křivky, které se zobrazují v diagramu napětí v tlaku – deformace, resp. závislost tlakové síly na dráze, prokazují shodné průběhy kompresních křivek při použití všech kompresních rychlostí. Samozřejmě hodnoty kompresní síly se úměrně zvětšují při vyšším tlakovém namáhání takřka exponenciálně.

Se vzrůstající měrnou hmotností pěny výrazně vzrůstá tlak, pod kterým se pěna bortí. To může být zlepšeno vhodným tepelným ošetřením. Hrutící způsob pro



hliníkovou pěnu, kroucení nebo prasknutí buněčných stěn může být ovlivněno složením základní slitiny nebo tepelným procesem. Pěny založené na použití hliníkové slitiny (např. AlSi12) mají sklon k prasknutí buněčných stěn, slitiny pro tváření mají zase sklon k ohýbání a kroucení buněčných stěn.

Počáteční vrcholy na křivce tlaková síla – dráha byly pozorovány na různých slitinách s použitím rostoucích zatěžovacích rychlostí. Při zatěžovací rychlosti  $0,001 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  se pravděpodobně projevují „setrvačné“ vlastnosti pěny. Z počátku na povrch pěny pravděpodobně působí vyšší síla než na její vnitřní strukturu, proto povrch buněk se ještě nedeformuje. Na obr. 6.8 je ukázka křivek napětí v tlaku – deformace, které byly získány zkouškou v tlaku ORTEM [11] při rychlosti zatěžování  $0,001 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  ( $60 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ ) s použitím 3 zkoušených vzorků  $\varnothing 50 \times 100 \text{ mm}$ , s povrchovou krustou  $0,18 \text{ mm}$ , z hliníkové slitiny AlSi12, s hustotou  $385 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$  [11]. Pro zkoušku v tlaku bylo použito zařízení Zwick T1FR 250SN, snímače GTM 4138, rozsah 20 kN. Software Zwick Test Expert v. 12.0, MS Excel. Byla stanovena průměrná hodnota napětí v tlaku  $0,263 \text{ MPa}$ .



1, 2, 3 – vzorky AlSi12 pěny s krustou,  $\varnothing 50 \times 100 \text{ mm}$ , hustota  $385 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$

Obr. 6.8 Závislost napětí v tlaku – deformace zkušebních vzorků  $\varnothing 50 \times 100 \text{ mm}$  s povrchovou krustou  $0,18 \text{ mm}$ , z hliníkové slitiny AlSi12, s hustotou  $385 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$  [11]

Dále ORT, [11] v rámci výzkumu lepil zkušební vzorky z hliníkové pěny s krustou (vyrobena na základě práškové metalurgie) mezi vzorky dvou plechů a sledoval jejich lomovou houževnatost. Pod pojmem *lomová houževnatost*, viz tab. 6-1, se rozumí odpor materiálu vůči vzniku a následnému růstu trhliny. Vychází z mechaniky lomu a jde v podstatě o materiálovou charakteristiku, pomocí které je možné počítat únosnost součásti s trhlinou. Z praktického hlediska lze houževnatost charakterizovat jako schopnost materiálu absorbovat energii před porušením neboli před dosažením určitého mezního stavu. Proto druh lomu podle energetické závislosti se rozděluje na *houževnatý* a *křehký*. Při rychlém zatěžování materiálu rázy je většina materiálů schopna absorbovat méně energie než při jejich pomalém zatěžování. S rostoucí rychlostí zatěžování se materiál stává křehkým. Vznik křehkého lomu závisí na mnoha faktorech. Nejvýznamnějšími jsou nízká teplota, rychlost zatěžování, tloušťka materiálu, výskyt vrubu či vad i jakost materiálu.

V tabulce 6-3 jsou uvedeny mechanické vlastnosti pěn, které byly vyrobeny různými technologiemi, jak uvádí ASHBY [2].

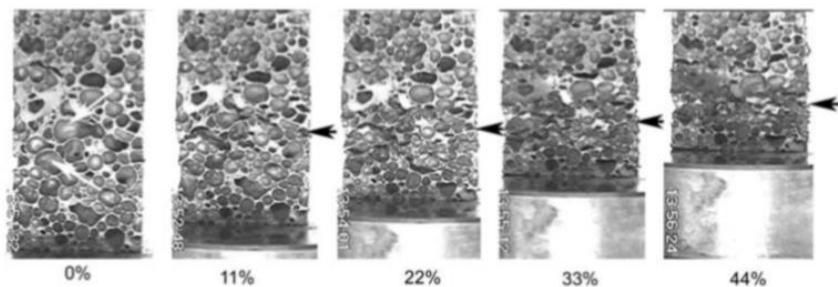


Tabulka 6-3 Hodnoty vybraných mechanických vlastností hliníkových pěn vyrobených různými metodami, jak uvádí ASHBY [2]

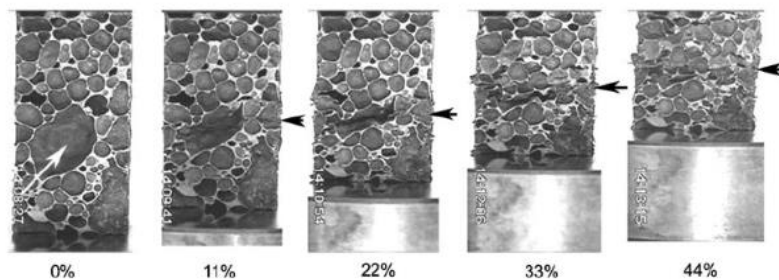
<i>Mechanické vlastnosti hliníkových pěn vyráběných různými způsoby podle [2]</i>					
Vlastnost	CYMAT (Alcan)	MEPURA (Alulight)	Shinko Whire (Alporas)	ERG (Duracel)	INCO
<b>Materiál pro výrobu pěny</b>	Al + SiC	Al-Mg-Si	Al-5Ca-Ti	Al1Mg0,8Si+T6	Ni
<b>Relativní objemová hmotnost <math>\rho_{REL}</math> [1]</b>	0,02- 0,2	0,1 – 0,35	0,08-0,1	0,05-0,1	0.03-0,04
<b>Struktura buněk pěny</b>	uzavřené buňky	uzavřené buňky	uzavřené buňky	otevřené buňky	otevřené buňky
<b>Objemová hmotnost <math>\rho</math> [kg·m<sup>-3</sup>]</b>	70-560	300-1000	200-250	160-250	260-370
<b>Youngův modul pružnosti hliníkové pěny E [GPa]</b>	20-2000	1700-12000	400-1000	60-300	400-1000
<b>Modul ve smyku G [MPa]</b>	1-1000	600-5200	300-350	20-100	170-370
<b>Mez pevnosti v tlaku <math>R_{mD}</math> [MPa]</b>	40-7000	1900-14000	1300-1700	900-3000	600-1100
<b>Mez pevnosti v tahu <math>R_m</math> [MPa]</b>	0,05-8,5	2,2-30	1,6-1,9	1,9-3,0	1,0-2,4
<b>Mez pružnosti v tahu <math>R_{p0,2}</math> [MPa]</b>					
<b>Tažnost <math>\varepsilon</math> [1]</b>	0,01-0,02	0,002-0,04	0,01-0,06	0,1-0,2	0,03-0,1
<b>Modul pružnosti objemu K [MPa]</b>	20-3200	1800-13000	900-1200	60-300	400-1000
<b>Morovo napětí <math>\sigma_{MOR}</math> [MPa]</b>	0,04-7,2	1,9-25	1,8-1,9	0,9-2,9	0,6-1,1
<b>Poissonova konstanta <math>\eta</math> [1]</b>	0,31-0,34	0,31-0,35	0,31-0,36	0,31-0,37	0,31-0,34
<b>Mez únavy <math>\sigma_c^c</math> [MPa]</b>	0,02-3,6	0,95-1,3	0,9-1,3	0,45-1,5	0,3-0,6
<b>Deformační zhutnění <math>\varepsilon_D</math> [1]</b>	0,6-0,9	0,4-0,8	0,7-0,82	0,-0,9	0,9-0,94
<b>Lomová houževnatost <math>K_I</math> [MPa·m<sup>1/2</sup>]</b>	0,03-0,5	0,3-1,6	0,1-0,9	0,1-0,2	0,6-1,1
<b>Maximální provozní teplota <math>T_{MAX}</math> [K]</b>	500-530	400-430	400-420	380-420	550-650
<b>Minimální provozní teplota <math>T_{MIN}</math> [K]</b>	1-2	1-2	1-2	1-2	1-2
<b>Měrná tepelná kapacita <math>c_p</math> [J·kg<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>]</b>	830-860	910-920	830-870	850-950	450-460
<b>Součinitel teplotní roztažnosti <math>\alpha \cdot 10^{-6} \cdot K^{-1}</math></b>	19-21	19-23	21-23	22-24	12-13
<b>Latentní teplo tání L [kJ·kg<sup>-1</sup>]</b>	355-385	380-390	370-380	380-395	280-310
<b>Součinitel tepelné vodivosti <math>\lambda</math> [W·m<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>]</b>	0,3-10	3,3-3,5	3,3-4,5	6,0-11	0,2-0,3
<b>Elektrický odpor R [10<sup>-8</sup>·<math>\Omega</math>·m]</b>	90-3000	20-200	210-250	180-450	300-500

Zkoušky prováděné GUDENEM a YÜKSELEM [14] byly zaměřeny na sledování pevnosti v tlaku vzorků hliníkových pěn s uzavřenými buňkami. Hliníkové pěny byly vyrobeny práškovou metalurgií pomocí procesu napěňování z práškových výlisků (prekurzorů), metoda je patentovaná a nazývána *Franhoferův proces – IFAM*, viz kapitola 1.1.2.1. Pro výrobu byl použit prášek hliníku o velikosti částic 35  $\mu\text{m}$

a prášek SiC s množstvím 10 hmot. % o velikosti částic 23  $\mu\text{m}$ . K tomuto účelu bylo použito napěňovací činidlo  $\text{TiH}_2$  v množství 1 hmot. % o velikosti částic menších než 37  $\mu\text{m}$ . Proces byl založen na výrobě dvou odlišných materiálů. Jeden z nich byl vyroben jako kompozit s použitím (10 hmot. % SiCp/Al), druhý byl vyroben jako nekompozit s použitím Al. Pro výrobu kompozitního materiálu bylo smícháno příslušné množství základních složek, tj. prášek Al s 10 hmot. % SiC a 1 hmot. % napěňovacího činidla  $\text{TiH}_2$ . Tím vznikl kompozit, který je dále označován 10 hmot. % SiCp/Al. Výrobené prekurzory pro výrobu vzorků pěny pro zkoušku v tlaku byly připraveny s použitím deskovitých prekurzorů o velikosti 70 × 70 × 8 mm. Prekurzory byly lisovány ve formě, při teplotě 350 °C po dobu 30 minut pod tlakem 220 MPa. Tyto prekurzory byly následně vkládány do ocelové formy (tzv. napěňovací formy), kde proběhl napěňovací proces při teplotě 750 °C. Tím byla vyrobena kapalná hliníková pěna. Po ztuhnutí této pěny v chladnoucí napěňovací formě byly získány vzorky celulárního materiálu „hliníkové pěny“. Takto vyrobené vzorky byly podrobeny zkoušce v tlaku, viz obr. 6.9 a) a 6.9 b) a byla sledována deformace jejich plynových buněk.



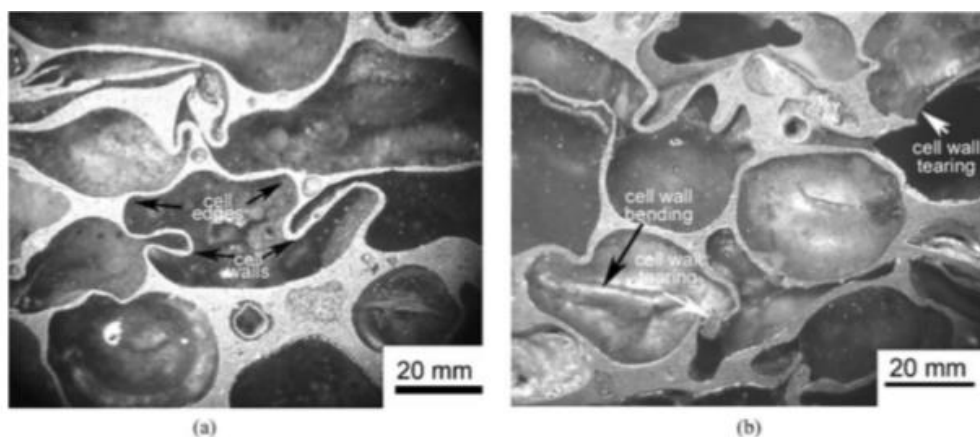
Obr. 6.9 a) Deformace vzorků hliníkové pěny při různém procentuálním nanášení tlakem [14]



Obr. 6.9 b) Deformace vzorků hliníkové pěny s 10 % stabilizačního činidla SiC (10 % SiCp/Al) při různém tlakovém napětí [14]

Na obr. 6.10 jsou deformované buňky vzorků vyrobených práškovou metalurgií. Obr. 6.10a) souvisí s obr. 6.9a), obr. 6.10b) souvisí s obr. 6.9b). Na obr. 6.10b), jsou deformované buňky hliníkové „pěny“ vyrobené s použitím 10 hmot. % SiC. Při tlakové deformaci tohoto celulárního materiálu došlo k ohybu stěn buněk a v některých případech i k jejich porušení. Bylo zjištěno, že přidavek SiC (10 %) pro výrobu kompozitního prekurzoru zvyšuje expanzi kompaktní hliníkové pěny. Zkoušky v tlaku

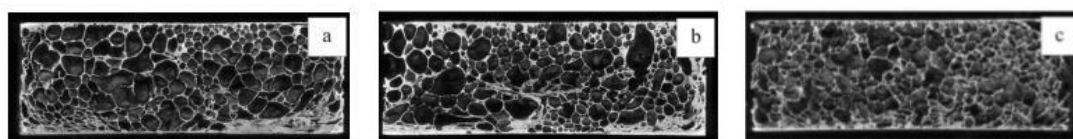
provedené na napěněných materiálech hliníku a hliníku s 10 % SiCp/Al ukázaly [14], že přídavek SiC navozuje křehčí deformační chování stěn pěny ve srovnání s čistě hliníkovou pěnou.



Obr. 6.10 Deformovaná mikrostruktura hliníkové při tlakovém zatížení, a) hliníková pěna, b) hliníková pěna s 10 hmot. % SiC (10 % SiCp/Al) [14]

Výsledky ukázaly, že vzorky Al pěny se chovaly podobně jako pěny s otevřenými buňkami. Zatímco vzorky kompozitní (10 % SiCp/Al) pěny při borcení buněk vykazovaly hodnoty chování pěn mezi otevřenými a uzavřenými buňkami.

KOVAČÍK et al. [17] prováděli výzkum mechanických vlastností vzorků hliníkové pěny, s uzavřenými buňkami, za vyšších teplot (100 až 550 °C). Vzorky hliníkové pěny byly vyrobeny práškovou metalurgií s použitím napěňovacího činidla TiH<sub>2</sub>. Vzorky jsou uvedeny na obr. 6.11, byly vyrobeny s použitím tří hliníkových materiálů. Čistého hliníku Al99, 5 %, viz obr. 6.11 a), ze slitiny AlMg1Si0.6, viz obr. 6.11 b) a ze slitiny AlSi12, viz obr. 6.11 c). Rozměry vzorků byly 28 x 70 mm (tj. plocha 1960 mm<sup>2</sup>).

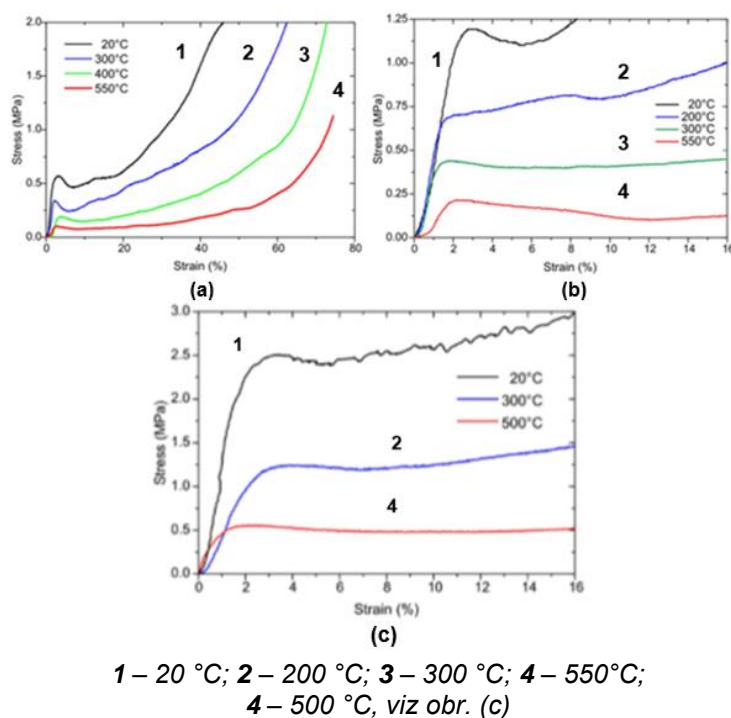


(a) - čistý hliník Al99, 5 %; (b) - slitina AlMg1Si0.6, (c) - slitina AlSi12

Obr. 6.11 Pohled na příčný řez vzorků hliníkových pěn (plocha 1960 mm<sup>2</sup>), které byly použity pro namáhání v tlaku při určitých teplotách, [17]

Vzorky byly zkoušeny na servo hydraulickém testovacím stroji 10 kN ESH (ESH 2094, ESH testing Ltd., UK) s konstantní rychlostí pohybu křížové hlavy 5 mm·min<sup>-1</sup> na Katedře materiálových věd a metalurgie, University of Cambridge. Ohřev vzorků byl proveden s použitím pece s infračerveným ohřevem, která byla ovládaná počítačem. Vzorky byly ohřáty jednotlivě na teplotu: 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C a 550 °C, rychlost zahřívání byla 5 °C·min<sup>-1</sup>. Protože pro sledování teploty ohřevu nemohl být termočlánek během experimentu umístěn do hliníkové pěny, byl umístěn těsně vedle

vzorku. Stabilizace teploty uvnitř pěny byla nejprve zkontrolována pomocí referenčního vzorku pěny. Při dané teplotě byl vzorek udržován na této teplotě po dobu 15 minut před zahájením zkoušky v tlaku. Na obr. 6.12 jsou uvedeny zjištěné grafické závislosti napětí – deformace pro určité teploty tří typů použitých materiálů ze kterých byly hliníkové „pěny“ vyrobeny: Al 99,5 %, AlMg1Si0.6 a AlSi12.



- (a) - vzorky z pěny čistého hliníku, Al 99,5 %, měrná hmotnost  $(308 \pm 19) \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ ;  
 (b) - vzorky ze slitiny hliníku AlMg1Si0.6, měrná hmotnost  $(412 \pm 15) \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$   
 (c) vzorky ze slitiny AlSi12, měrná hmotnost  $(465 \pm 8) \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$

Obr. 6.12 Závislost napětí-deformace hliníkových pěn s různou měrnou hmotností při jejich ohřevu na příslušnou teplotu (např. 200, 300, 400 a 550 °C), podle [17]

Obr. 6.12a), 6.12b) a 6.12c) ukazují vliv teploty na závislost napětí v tlaku – deformace až do makroskopického porušení hliníkových „pěn“ při jejich konstantní měrné hmotnosti a rychlosti deformace  $3 \cdot 10^{-3} \text{ [s}^{-1}\text{]}$ . Při pokojové teplotě mechanické a fyzikální vlastnosti hliníkových pěn závisí převážně na odpovídajících vlastnostech kovu nebo slitiny kovu, ze kterých je pěna vyrobena. Bylo předpokládáno a také zjištěno, že zvýšení teploty „pěny“ má za následek její snížení pevnosti v tlaku.

Absorbovaná energie způsobuje zvýšení zhutňovací deformace (prodlužuje se deformace při relativně konstantním napětí, tj. délka plata) při konstantní měrné hmotnosti. Aktivační energie pro stlačení hliníkových pěn je závislá na měrné hmotnosti (s maximem v určitém rozsahu měrné hmotnosti) v závislosti na složení pěny. Bylo také zjištěno, že charakteristický exponent  $T_f$  pro pevnost v tlaku hliníkových pěn je proměnná závislá na teplotě. Deformace při pevnosti v tlaku (deformace až makroskopické porušení pěny) je téměř nezávislá na teplotě nebo klesá při konstantní měrné hmotnosti v závislosti na matici hliníkové slitiny. Absorbovaná

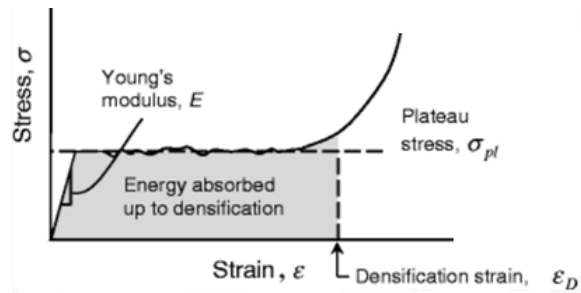
energie na jednotku objemu hliníkových pěn se s rostoucí teplotou výrazně snižuje v důsledku poklesu hodnoty pevnosti v tlaku při konstantní měrné hmotnosti.

Vlastnosti pěny jsou dále ovlivněny anizotropií a heterogenitou struktury pěny a nedokonalostí buněčných stěn (praskliny, dutiny a zlomy), jak uvádí [18]. MARKAKI [19] ve své doktorské práci sledoval mikrostrukturu zlomené buněčné stěny hliníkových „pěn“ při zkoušce v tahu. Došel k závěru, že pěna ze slitiny AlSi12 se bortí vlivem roztržení tahem a vlivem štěpného lomu. Pěna ze slitiny AlMg1Si0.6 se chová jako houževnatý materiál. Při namáhání v tlaku pěn vyrobených ze slévárenských slitin hliníku se obvykle objevují křehké lomy. Později křehké selhání buněčných stěn ve vrstvách pórů sousedících s dříve zlomenou vrstvou (praskliny rostou) vede k mnohonásobným poklesům napětí na vroubkované křivce napětí – deformace v oblasti „plato“ (obr. 6.12c). Velikost deformace prvního poklesu napětí závisí na průměrné velikosti plynových buněk pěny [20]. Naopak u pěn vyrobených ze slitin pro tváření vede plastické chování téměř všech buněčných stěn k následnému roztažení celého vzorku pěny prostřednictvím nejslabších vazeb, což způsobuje hladkou oblast „plato“, viz obr. 6.12a) a obr. 6.12b). Při větších rozměrech plynových buněk pěny, viz čistý hliník, viz obr. 6.12 brzy na křivkách lze pozorovat první pokles napětí, které je pravděpodobně způsoben určitou heterogenitou plynových buněk.

### 6.3.2 Modul pružnosti kovových celulárních materiálů

Modul pružnosti materiálu neboli Youngův modul pružnosti obecně znázorňuje vnitřní odpor materiálu proti pružné deformaci. Čím je modul pružnosti vyšší, tím je nutné větší napětí v materiálu, aby byla vytvořena jeho deformace. Rozlišují se materiály s vysokým modulem pružnosti a materiály s nízkým modulem pružnosti. Z diagramu napětí – deformace, v oblasti Hookeova zákona platí:  $\sigma = E \cdot \varepsilon$ , kde  $\sigma$  je napětí;  $\varepsilon$  je deformace (např. poměrné prodloužení, nebo poměrné zkrácení, atd.);  $E$  je Youngův modul pružnosti.  $E = \sigma/\varepsilon$ ;  $\tan \alpha = \sigma/\varepsilon$ , z toho je zřejmé, že  $E = \tan \alpha$ . Čím je úhel  $\alpha$  větší, tím by měl mít materiál vyšší modul pružnosti.

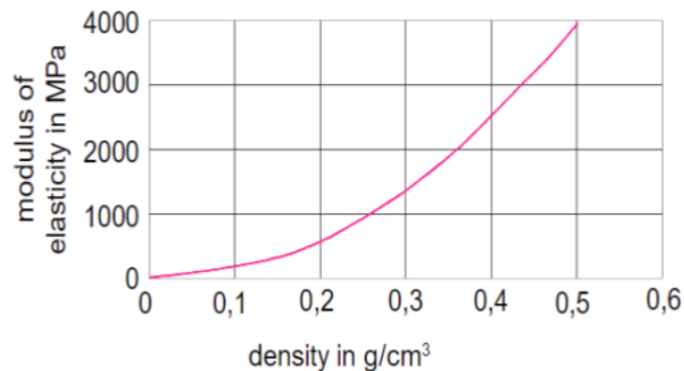
Modul pružnosti je v kombinaci s geometrií důležitou vlastností pro odhad tuhosti hotového kovového výrobku. Specifický modul pružnosti ( $E/\rho$ ) hliníkových pěn je mnohem nižší než u kompaktního hliníku. Např. specifický modul pěny vyrobené z čistého hliníku Al99,5 je asi 6 GPa (6000 MPa), kompaktní čistý hliník vykazuje asi 70 GPa. Při výrobě pěny z čistého hliníku práškovou metalurgií hodnota modulu pružnosti je 2,4 GPa (2400 MPa) při měrné hmotnosti pěny  $400 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$  ( $0,4 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ). Na obr. 6.13 je schéma závislosti napětí v tlaku – deformace v tlaku u porézního materiálu s vyznačením oblasti pro výpočet Youngova modulu pružnosti  $E$ , [12].



Stress – napětí; strain – deformace; Young's modulus,  $E$  – Youngův modul pružnosti,  $E$ ; energy absorbed up to densification – energie absorbovaná až do zhutnění (vzorku); plateau stress,  $\sigma_{pl}$  - „plato“ napětí,  $\sigma_{pl}$ .

Obr. 6.13 Schéma závislosti napětí v tlaku – deformace v tlaku u porézního materiálu s vyznačením oblasti pro výpočet Youngova modulu pružnosti  $E$ , [12]

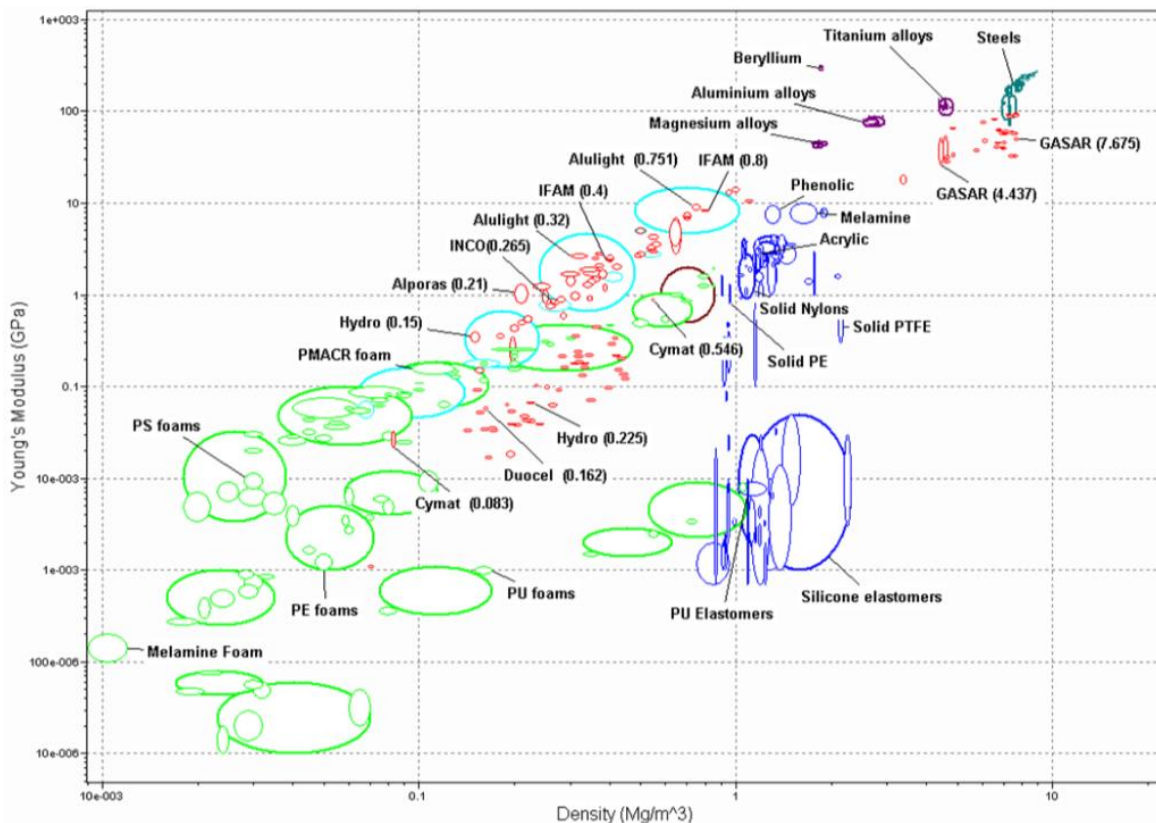
Jak je znázorněno na obr. 6.14, modul pružnosti pěny se zvyšuje s rostoucí měrnou hmotností. Tento efekt se objevuje u pěn vyrobených, jak práškovou metalurgií, tak i u pěn vyrobených napěňováním taveniny.



modulus of elasticity – modul pružnosti, density – měrná hmotnost

Obr. 6.14 Závislost modulu pružnosti na měrné hmotnosti u komerčně vyrobené hliníkové pěny (metoda Norsk Hydro, Norway,) [5]

Na obr. 6.15 jsou uvedeny hodnoty Youngova modulu pružnosti, které publikuje ASHBY [2]. Youngův modul pružnosti byl naměřený v souvislosti s příslušnou měrnou hmotností pro kovové pěny (červené bubliny) ve srovnání s pevnými lehkými slitinami (fialová), oceli (tmavě zelená), polymery (modrá) a polymerními pěny (světle zelená).



Obr. 6.15 Hodnoty Youngova modulu pružnosti pro hliníkové pěny vyrobené různými způsoby podle ASHBYHO [2]

## 6.4 Fyzikální a chemické vlastnosti kovových celulárních materiálů

### 6.4.1 Fyzikální vlastnosti

Fyzikální a chemické vlastnosti pěn jsou jiné než u kompaktních kovů. Tyto rozdíly však mohou přinést výhody pro některé průmyslové aplikace. Díky buněčné struktuře je součinitel tepelné i elektrické vodivosti obecně nižší než u kompaktního kovu. Důvodem jsou plynem zaplněné buňky pěny a stěny těchto buněk jsou nejmenším podílem objemu příslušné pěny. Daleko větší podíl hmoty pěny tvoří její buňky (póry) naplněné plynem. Současně stěny buněk pěny jsou potaženy oxidovou vrstvou. Je tedy pochopitelné, že vodivost se zvyšuje s vyšší měrnou hmotností pěny.

Hodnoty tepelné vodivosti pěny se odhadují na 1/10 měrné hmotnosti ( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ), kterou vykazuje kompaktní kov ze stejné slitiny. Dalším zpracováním kovové „pěny“, kdy probíhat její oxidace může, být tepelná vodivost této pěny ještě nižší. Koeficient tepelné roztažnosti je stejný jako u kompaktního kovu, což znamená, že kovové „pěny“ neztratí svůj tvar až do relativně vysokých teplot. Vzhledem k nízké tepelné vodivosti mohou být pěny využity jako tepelně izolační materiály.

Další výhodou kovových pěn je jejich vynikající tlumení zvuku a absorpce vibrací. Ke zvýšení absorpce vibrací přispívá jemnost a homogenita plynových buněk kovové „pěny“. Také vyšší propojení mezi vzduchovými buňkami pěny a otevřené buněčné stěny vedou k lepší účinnosti absorpce zvuku. Proto se s těmito pěnama provádí



rozsáhlý výzkum. Tak např. pěna Alporas vykazuje velký koeficient absorpce zvuku, který je ekvivalentní skelné vlně, [3]. Propustnost nejrůznějších medií pěny je ovlivněna strukturou a velikostí plynových buněk (pórovitostí). Je přímo úměrná velikosti plynových buněk pro konkrétní množství a velikost buněk (pórů), což se také označuje jako pórovitost, [9].

#### **6.4.2 Chemické vlastnosti**

Především hliníkové pěny jsou nehořlavé a netoxické. Jejich chování vůči korozi je srovnatelné s korozí kompaktních slitin hliníku, ale v současné době se provádí výzkumy k poskytnutí dalších informací. Bylo zjištěno, že oxidační vrstva chrání pěnu proti korozi. Současně pěna díky této vrstvě zůstává stabilní v rámci pH. Pěny vykazují pH od 4,8 do 8,5, [8]. Důležitým poznáním je, že všechny vlastnosti pěny závisí na konkrétní struktuře materiálu. Tato struktura se vyvíjí během výrobního procesu a v důsledku toho má výrobní proces velký vliv na vlastnosti pěny. Pěny různých výrobních technologií mohou mít různé vlastnosti, i když jsou vyrobeny ze stejné slitiny. Proto pro aplikaci je vhodné uvést všechny požadované vlastnosti kovové „pěny“ a zvolit výrobní technologii a vhodnou hliníkovou slitinu, [3].

Charakteristika a vlastnosti konkrétních kovových celulárních materiálů (kovových pěn a kovových porézních materiálů) nejvíce závisí na použitém materiálu, na relativní měrné hmotnosti a charakteru jejich buněk. Zda-li jsou buňky otevřené nebo uzavřené, dále závisí na tloušťce buněčných stěn.

## 7. ŘEŠENÍ PROJEKTU A VÝROBA KOVOVÝCH CELULÁRNÍCH MATERIÁLŮ NA TUL

Pro rozvoj vědy a výzkumu na Technické univerzitě v Liberci (TUL) byl pro léta 2018 až 2022 financován excelentní projekt. OP VVV: Excelentní výzkum. Reg. č.: CZ.02.1.01./0.0/0.0/16\_019/ 0000843: „Hybridní materiály pro hierarchické účely“. V oblasti výzkumného cíle 2: Materiály a struktury na kovové bázi byla aplikována výzkumné aktivita 01: *Celulární lehčené kovové struktury*.

Důležitou výzkumnou aktivitou při řešení tohoto projektu bylo sestavení mezioborového týmu zahrnující studium speciálních technologických postupů, konstrukce a výroby zařízení na zpracování lehkých kovových materiálů a struktur (celulárních kovových struktur). Mezi nejvíce uvažované materiály to byly slitiny hliníku a slitiny zinku.

Hlavní záměrem řešení tohoto projektu měl být věnován metodám výroby kovových pěn:

- a) Sledování vlivů napěňovacích činidel výroby hliníkových celulárních materiálů. Metody napěňování taveniny kovů na základě plynu, který vzniká tepelným rozkladem napěňovacího činidla.
- b) Metoda výroby kovových pěn práškovou metalurgií – PM (na bázi prášku kovu a prášku napěňovacího činidla).
- c) Studium vlastností a teoretické výpočty tepelných rozkladů a difuzních vlastností napěňovacích činidel v hliníku a jeho slitinách.
- d) Numerické simulační výpočty napěňovacího procesu na základě přímého naplyňování plynem z jeho z externího zdroje.
- e) Výroba kovových porézních materiálů.
- f) Experimentální napěňování různých slitin hliníku vzduchem nebo argonem.

Při řešení projektu s ohledem na přímé napěňování taveniny mělo být navrženo, zkonstruováno a odzkoušeno experimentální výrobní zařízení. Součástí této výzkumné aktivity řešení tohoto projektu bylo i docílení výroby porézního hliníkového materiálu. Dalším záměrem řešení tohoto projektu mělo být řešení výroby porézních kovových materiálů na bázi NaCl, popř. dalších činidel tvořících po ztuhnutí kovů a jejich následného odstranění, drobné dutinky, které způsobují porezitu materiálu.

### 7.1 Sledování vlivů napěňovacích činidel pro výrobu hliníkových celulárních materiálů

#### 7.1.1 Teoretické výpočty uvolněného množství plynu napěňovacích činidel

Tyto výzkumné práce při řešení našeho projektu navazují na kapitulu 4. Jak je z této kapitoly zřejmé, pro výrobu buněčných kovových systémů se používá mnoho napěňovacích činidel, které jsou na bázi kovů:  $TiH_2$ ,  $SrH_2$ ,  $MgH_2$  a  $ZrH_2$  [1,2].

Současně používaným napěňovacím činidlem výroby bývá i uhličitan vápenatý,  $\text{CaCO}_3$ , který je také podrobně popsán v kapitole 4.

Když se napěňovací činidlo zahřeje na vhodnou teplotu, dochází k dalším důležitým procesům při výrobě kovových "pěn". Je to rozklad napěňovacího činidla za vzniku plynné složky, její difúze a aktivita plynné složky pro tvorbu heterogenních bublin v kovových taveninách. Nejčastěji používaným napěňovacím činidlem výrobu pro hliníkové pěny je hydrid titaničitý.

V rámci našeho řešení projektu „HYHI“ byl proveden výpočet napěňovací schopnosti daného napěňovacího činidla. Současně je nutno brát v úvahu, kolik se příslušného činidla používá při výrobě dané kovové pěny. Tak např.  $\text{TiH}_2$  se používá pro výrobu pěny 1,5 hmot. %. Lze provést výpočet pro 1 kg kovu, např. hliníku. Pro výpočet lze uplatnit stavovou rovnici:

$$p \cdot V = n \cdot R \cdot T, \quad (7.1)$$

kde značí:  $p$  – tlak (tj. 101 325 Pa);  $V$  – objem plynu [ $\text{m}^3$ ];  $n$  – počet molů [mol];  $R$  – univerzální plynovou konstantu ( $R = 8,314[\text{J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}]$ );  $T$  – teplotu [K], pro teplotu tání čistého hliníku  $T = 933 \text{ K}$ .

V rovnici (7.1) lze dosadit za počet molů  $n = m/M$ :

$$p \cdot V = \frac{m}{M} \cdot R \cdot T, \quad (7.2)$$

kde značí:  $m$  – hmotnost napěňovacího činidla [g];  $M$  – molekulovou hmotnost napěňovacího činidla.

Tak např. napěňovací činidlo  $\text{TiH}_2$ : 0,10 hmot. %  $\text{TiH}_2$  je 1 g; 0,20 hmot. %  $\text{TiH}_2$  jsou 2 g; 1,50 hmot. %  $\text{TiH}_2 = 15 \text{ g}$ . Molekulová hmotnost napěňovacího činidla  $M_{\text{TiH}_2}$ :  $\text{Ti} + 2\text{H}_2 = 47,90 + 2 \cdot 1,008 = 49,91 [\text{g} \cdot \text{mol}^{-1}]$ .

Současně lze vypočítat relativní objemovou hmotnost napěňovaného hliníkového materiálu:

$$\rho_r = \frac{V_s}{V + V_s}, \quad (7.3)$$

kde značí:  $V_s$  - objem napěňovaného kovu [ $\text{m}^3$ ], pro čistý hliník  $V_s = 1 \text{ kg} / 2700 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3} = 3,704 \cdot 10^{-4} [\text{m}^3]$ ;  $V$  – objem plynu uvolněný rozkladem napěňovacího činidla [ $\text{m}^3$ ].

Pro tuhý stav hliníku lze jeho hustotu vypočítat na základě známého fyzikálního vztahu:

$$\rho = \frac{m}{V}, \quad (7.4)$$

kde značí:  $\rho$  - hustotu tuhého stavu [ $\text{kg}\cdot\text{m}^3$ ];  $m$  – hmotnost vzorku [ $\text{kg}$ ];  $V$  – objem vorku [ $\text{m}^3$ ].

Tak např. pro stanovení relativní hustoty napěněného hliníku je nutno použít vztah (7.2). Tak např. při použití napěňovacího činidla 0,5 hmot. %,  $m = 1 \text{ g}$ ,  $M_{\text{TiH}_2} = 49,91 \text{ [g}\cdot\text{mol}^{-1}]$ , lze psát:

$$V = \frac{1}{49,91} \cdot \frac{8,314 \cdot 933}{101325} = 1,535 \cdot 10^{-3} \text{ [m}^3\text{]} \quad (7.5)$$

$$\rho_r = \frac{3,704 \cdot 10^{-4}}{1,535 \cdot 10^{-3} + 3,704 \cdot 10^{-3}} = 1,94 \cdot 10^{-1} \quad (7.6)$$

Stanovení hustoty napěněného hliníku ( $\rho_{\text{AL.F.}}$ ), z anglického aluminium foam, hliníková pěna, lze vypočítat na základě rovnice:

$$\rho_{\text{AL.F.}} = \rho_r \cdot \rho_{\text{Al}} = 1,94 \cdot 10^{-1} \cdot 2700 = 523 \text{ [kg}\cdot\text{m}^{-3}\text{]} \quad (7.7)$$

Při teoretických výpočtech napěňovacích efektů byla stanovena relativní objemová hmotnost a objemová hmotnost napěněného hliníkového materiálu. Pro tento účel bylo předpokládáno použití napěňovacích činidel:  $\text{TiH}_2$ ,  $\text{SrH}_2$ ,  $\text{MgH}_2$ ,  $\text{ZrH}_2$ ,  $\text{MgCO}_3$  a  $\text{CaCO}_3$ . Výpočet plynného účinku lze obvykle vyjádřit na kilogram hliníku. Pro stanovení maximálního objemu uvolněného plynu z příslušného napěňovacího činidla byly použity rovnice (7.1), (7.2). Pro stanovení relativní hustoty (7.3). Dále pro stanovení hustoty příslušné hliníkové pěny rovnice (7.6) nebo její analogická podoba. Výsledky výpočtů jsou uvedeny v tabulce 7-1 až tabulce 7-5.

Tabulka 7-1 Teoretický výpočet napěňovacího účinku hydridu titanu pro 1 kg hliníku

<i>Teoretický výpočet napěňovacího účinku hydridu titanu pro 1kg hliníku</i>						
Napěňovací činidlo	Naplyňovaný kov	Množství napěňovacího činidla [hmot. %]	Objem plynu V [ $\text{m}^3$ ]	Objem tuhého kovu (hliníku) $V_s$ [ $\text{m}^3$ ];	Relativní objemová hmotnost $\rho_r$ [1]	Objemová hmotnost napěňovaného hliníku $\rho_{\text{AL.F.}}$ [ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ]
Hydrid titanu ( $\text{TiH}_2$ )	Aluminium	0,50	0,0077	$3,70 \cdot 10^{-4}$	0,0460	0,124
		0,75	0,0115		0,0312	0,084
		1,00	0,0153		0,0236	0,064
		1,25	0,0192		0,0189	0,051
		1,50	0,0230		0,0158	0,043
		1,75	0,0268		0,0136	0,037
		2,00	0,0307		0,0119	0,032

Tabulka 7-2 Teoretický výpočet napěňovacího účinku hydridu hořčíku pro 1 kg hliníku

<i>Teoretický výpočet napěňovacího účinku hydridu hořčíku pro 1kg hliníku</i>						
Napěňovací činidlo	Naplyňovaný kov	Množství napěňovacího činidla [hmot. %]	Objem plynu V [m <sup>3</sup> ]	Objem tuhého kovu (hliníku) V <sub>s</sub> [m <sup>3</sup> ];	Relativní objemová hmotnost ρ <sub>r</sub> [1]	Objemová hmotnost napěňovaného hliníku ρ <sub>Al.F.</sub> [g·cm <sup>-3</sup> ]
Hydrid hořčíku (MgH <sub>2</sub> )	Aluminium	0,50	0,0145	3,70·10 <sup>-4</sup>	0,0248	0,067
		0,75	0,0218		0,0170	0,046
		1,00	0,0291		0,0126	0,034
		1,25	0,0363		0,0101	0,027
		1,50	0,0436		0,0078	0,021
		1,75	0,0509		0,0072	0,019
		2,00	0,0582		0,0063	0,017

Tabulka 7-3 Teoretický výpočet napěňovacího účinku hydridu zirkonia pro 1 kg hliníku

<i>Teoretický výpočet napěňovacího účinku hydridu zirkonia pro 1kg hliníku</i>						
Napěňovací činidlo	Naplyňovaný kov	Množství napěňovacího činidla [hmot. %]	Objem plynu V [m <sup>3</sup> ]	Objem tuhého kovu (hliníku) V <sub>s</sub> [m <sup>3</sup> ];	Relativní objemová hmotnost ρ <sub>r</sub> [1]	Objemová hmotnost napěňovaného hliníku ρ <sub>Al.F.</sub> [g·cm <sup>-3</sup> ]
Hydrid zirkonia (ZrH <sub>2</sub> )	Aluminium	0,50	0,0041	3,70·10 <sup>-4</sup>	0,0827	0,220
		0,75	0,0062		0,0567	0,150
		1,00	0,0082		0,0431	0,012
		1,25	0,0103		0,0348	0,094
		1,50	0,0123		0,0292	0,078
		1,75	0,0144		0,0251	0,067
		2,00	0,0164		0,0220	0,059

Tabulka 7-4 Teoretický výpočet napěňovacího účinku uhličitanu vápenatého pro 1 kg hliníku

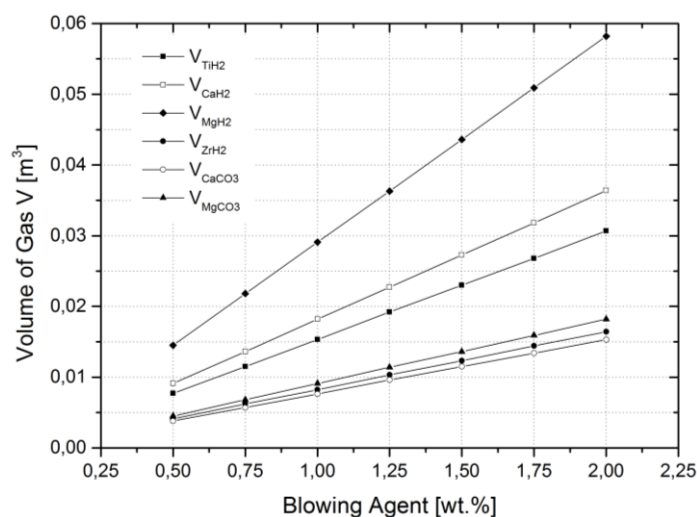
<i>Teoretický výpočet napěňovacího účinku uhličitanu vápenatého pro 1kg hliníku</i>						
Napěňovací činidlo	Naplyňovaný kov	Množství napěňovacího činidla [hmot. %]	Objem plynu V [m <sup>3</sup> ]	Objem tuhého kovu (hliníku) V <sub>s</sub> [m <sup>3</sup> ];	Relativní objemová hmotnost ρ <sub>r</sub> [1]	Objemová hmotnost napěňovaného hliníku ρ <sub>Al.F.</sub> [g·cm <sup>-3</sup> ]
Uhličitan vápenatý (CaCO <sub>3</sub> )	Aluminium	0,50	0,0038	3,70·10 <sup>-4</sup>	0,0882	0,238
		0,75	0,0057		0,0606	0,164
		1,00	0,0076		0,0461	0,400
		1,25	0,0096		0,0373	0,101
		1,50	0,0115		0,0312	0,084
		1,75	0,0134		0,0269	0,072
		2,00	0,0530		0,0236	0,064

Tabulka 7-5 Teoretický výpočet napěňovacího účinku uhličitanu hořečnatého pro 1 kg hliníku

Teoretický výpočet napěňovacího účinku uhličitanu hořečnatého pro 1 kg hliníku						
Napěňovací činidlo	Naplyňovaný kov	Množství napěňovacího činidla [hmot. %]	Objem plynu V [m <sup>3</sup> ]	Objem tuhého kovu (hliníku) V <sub>s</sub> [m <sup>3</sup> ];	Relativní objemová hmotnost ρ <sub>r</sub> [1]	Objemová hmotnost napěňovaného hliníku ρ <sub>Al.F.</sub> [g·cm <sup>-3</sup> ]
Uhličitan hořečnatý (MgCO <sub>3</sub> )	Aluminium	0,50	0,0045	3,70·10 <sup>-4</sup>	0,0754	0,204
		0,75	0,0068		0,0515	0,139
		1,00	0,0091		0,0391	0,106
		1,25	0,0114		0,0316	0,085
		1,50	0,0136		0,0264	0,071
		1,75	0,0159		0,0228	0,062
		2,00	0,0182		0,0199	0,054

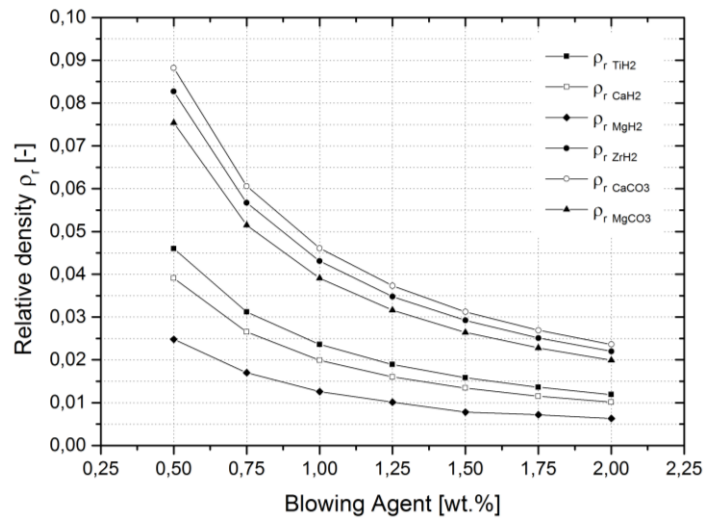
Na základě hodnot uvedených v tabulkách 7-1 až 7-5 byly sestrojeny příslušné grafické závislosti, které jsou na obr. 7.1 až obr. 7.3. Obr. 7.1 je uvedena grafická závislost množství objemu plynu na množství napěňovacího činidla (pěnídla neboli nadouvadla, TiH<sub>2</sub>, SrH<sub>2</sub>, MgH<sub>2</sub>, ZrH<sub>2</sub>, MgCO<sub>3</sub> a CaCO<sub>3</sub>). Obr. 7.2 ukazuje grafickou závislost relativní hustoty ρ<sub>r</sub> na množství příslušného pěnicího činidla. Na obr. 7.3 je závislost a hustoty ρ na množství příslušného napěňovacího (pěnicího) činidla. V obou případech byla použita napěňovací činidla (TiH<sub>2</sub>, SrH<sub>2</sub>, MgH<sub>2</sub>, ZrH<sub>2</sub>, MgCO<sub>3</sub> a CaCO<sub>3</sub>) v 1 kg hliníku.

V případě této práce byl učiněn pouze teoretický předpoklad, který předpovídá chování pěnicího činidla. Uvolněný plyn vyjádřený ve V [m<sup>3</sup>] zahříváním pěnicího činidla závisí na typu použitého napěňovacího činidla, pro hydridy TiH<sub>2</sub>, MgH<sub>2</sub>, CaH<sub>2</sub>, ZrH<sub>2</sub> je to vodík. Pro uhličitanu CaCO<sub>3</sub>, MgCO<sub>3</sub> je to oxid uhličitý.



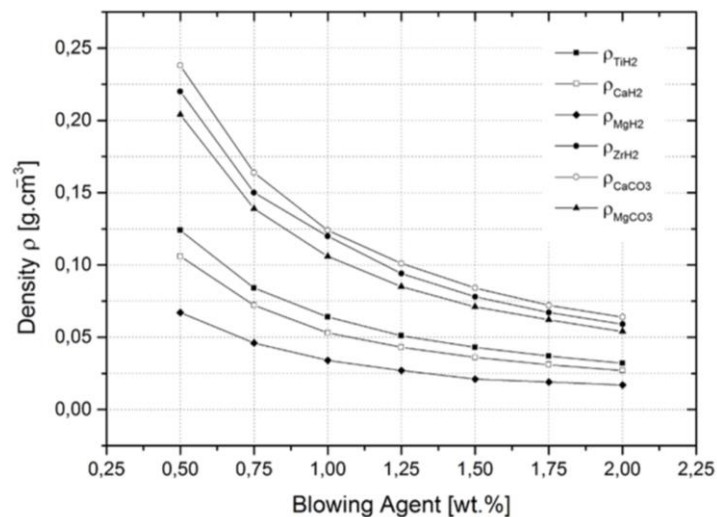
Volume of gas – objem plynu; Blowing agent – napěňovací činidlo

Obr. 7.1 Závislost množství uvolněného objemového plynu na množství napěňovacího činidla



Relative density – relativní objemová hmotnost; Blowing agent – napěňovací činidlo

Obr. 7.2 Závislost relativní hustoty hliníkové pěny na množství napěňovacího činidla



Density – objemová hmotnost; Blowing (foaming) agent – napěňovací činidlo

Obr. 7.3 Závislost hustoty hliníkové pěny na množství napěňovacího činidla

Z těchto teoretických výpočtů chování vybraných napěňovacích činidel pro výrobu kovových buněčných systémů, respektive hliníkových "pěn" je patrné, že největší vývoj plynů vykazuje napěňovací činidlo  $\text{MgH}_2$ . Při použití napěňovacího činidla 2 hmot. % je vypočítaný objem uvolněného plynu  $0,0582 \text{ [m}^3\text{]}$ . Při použití napěňovacího činidla 0,5 % hmot. % byl vypočítán objem uvolněného plynu  $0,0145 \text{ [m}^3\text{]}$ . Na druhé straně nejnižší objem uvolněných plynů vykazovalo napěňovací činidlo  $\text{CaCO}_3$ . Při použití tohoto napěňovacího činidla 2 hmot. % vypočítaný objem uvolněného plynu činil  $0,0530 \text{ [m}^3\text{]}$ . Při použití napěňovacího činidla  $\text{CaCO}_3$  0,5 % hmot. % objem uvolněného plynu je  $0,0038 \text{ [m}^3\text{]}$ . Podle praktických zkušeností s výrobou hliníkových „pěn“ se nejčastěji používá hydrid titanu. Podle použité



technologie se obsah může pohybovat od 0,5 do 1 hmot. %. Tepelný rozklad hydridů vytváří vodík, což je základní napěňovací činidlo.

Dále byly na základě výpočtů a použití fyzických vztahů stanoveny relativní objemová hmotnost hliníkové pěny ( $\rho_r$ ) a objemová hmotnost hliníkové pěny ( $\rho$ ) s ohledem na hustotu hliníku v pevném stavu a vhodné napěňovací činidlo. Z teoretických výpočtů je zřejmé, že nejvýhodnějším napěňovacím činidlem je  $MgH_2$ , které vede k nejmenší hustotě hliníkové pěny. Avšak při výrobě hliníkových pěn se běžně používá napěňovací činidlo  $TiH_2$  s obsahem 0,5 až 1,0 % hmot. %. Například pro pěnicí činidlo s obsahem 0,5 % hmot. %  $TiH_2$  je relativní objemová hmotnost  $\rho_r = 0,0460$  a odpovídá hustotě hliníkové pěny  $0,124 \text{ [g.cm}^{-3}\text{]}$ . Hustoty vyrobené „pěny“ jsou také závislé na technologii výroby. Hodnoty hustoty začínající od 0,20 do 0,25  $[\text{g.cm}^{-3}]$  (vyrobené metodou Alporas) nebo od 0,30 do 0,40  $[\text{g.cm}^{-3}]$  se používají podle [3], [4].

Jak je patrné z výše uvedených tabulek hustoty hliníkové pěny ( $\rho$ ), teoretické výpočty ukazují, že k vyššímu napěňovacímu procesu došlo s vyšším obsahem napěňovacího činidla. Například použití 0,5 hm. %  $TiH_2$  na první pohled znamená, že polovina množství, tj. 2,5 g prášku  $TiH_2$ , se nepodílí na tvorbě pěny. Rozdíl však může být způsoben dvěma faktory. Prvním faktorem je skutečnost, že ideální reakční teplota je 933 K (tj. 660 °C), při které nedochází k bodu tání hliníku. Druhým faktorem může být ztráta vodíku do okolního prostředí.

*Tato problematika byla publikována:*

NOVÁ, I. FRAŇA, K. MACHUTA, J. and I. NOVÁKOVÁ. *Theoretical Calculations of the Foaming Properties of Powder Agents for the Production of Aluminium Foams. Manufacturing Technology, Vol 19, No. 1, 2019, 119 – 122. ISSN 1213-2489, Scopus.*

*Podobná problematika byla publikována:*

NOVÁ, I. FRAŇA, K. SOBOTKA, J. SOLFRONK, P. KOREČEK, D. a I. NOVÁKOVÁ. *Production of Foaming Process in the Production of Aluminium Foams. Manufacturing Technology. 2019, Vol. 19, No. 4. pp. 655-659. 119 – 122. ISSN 1213-2489, Scopus.*

NOVÁ, I. FRAŇA, K. SOLFRONK, P. KOREČEK, D. and J. SOBOTKA. *Properties of Aluminium Cellular Materials Produced by Powder Metallurgy Using the Foaming Agent  $TiH_2$ . Manufacturing Technology, Vol 22, No. 4, 2022, 444 – 450, ISSN 1213-2489, Scopus.*

### **7.1.2 Difúze vodíku a její výpočty pro napěňovací proces výroby hliníkových celulárních materiálů**

Dále v rámci našeho výzkumu při řešení výzkumného projektu „HYHI“ byly provedeny teoretické výpočty difúzních procesů vodíku vybraných práškových pěnových činidel ( $TiH_2$ ,  $CaH_2$ ,  $MgH_2$ ,  $ZrH_2$ ), které se mohou používat k výrobě hliníkových pěn. Vodík pro výrobu kovových celulárních systémů v případě hliníkových „pěn“ lze získat tepelným rozkladem hydridu titanu, hydridu hořčíku, hydridu vápníku a hydridu zirkonia. Hlavním našim výzkumným záměrem bylo provedení výpočtů rozpustnosti

vodíku podle vztahů, které uvádějí různí výzkumníci. Dále byla řešena difúze vodíku v hliníku. Byly provedeny výpočty difúzních koeficientů. Současně byly počítány difuzní dráhy vodíku v závislosti na teplotě a době difúze. Kromě toho výpočtem difuze vodíku v pevném i kapalném hliníku byly zjištěny výsledky po dobu trvání očekávaného účinku práškovitého nadouvadla (0,75, 1,0, 1,25, 1,50, 1,75 a 2,0 hmot. %).

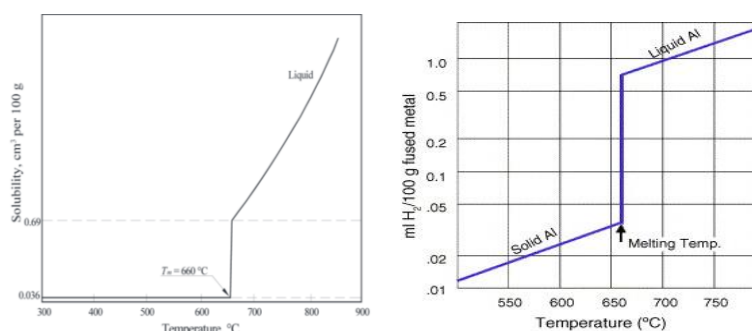
### 7.1.2.1 Rozpustnost vodíku v hliníku

Rozpustnost vodíku v čistém tekutém hliníku se datuje od průkopnické práce Ransley, Talbota a dalších. Je to v podstatě koncentrace vodíku obvykle vyjádřená jako ml nebo  $\text{cm}^3$   $\text{H}_2$  pro 100 g hliníku. Rozpustnost vodíku v hliníku a jeho slitinách je proměnná a lze ji zapsat:



Rozpustnost vodíku v hliníku a jeho slitinách je proměnná a závislá na teplotě slitiny, chemickém složení a parciálním tlaku vodíku v okolní atmosféře. Množství rozpuštěného vodíku se určuje v jednotkách  $\text{cm}^3$  na 100 g kovu. Tato hodnota  $1\text{cm}^3$  na 100 g kovu odpovídá koncentraci 0,9 ppm. Hliník a jeho slitiny vykazují značný rozdíl mezi rozpustnostmi vodíku v tuhém a v kapalném stavu. Jak uvádí ROUČKA, [5] v tuhém stavu při teplotě  $660\text{ }^\circ\text{C}$  je rozpustnost vodíku v Al pouze  $0,036\text{ cm}^3/100\text{ g}$ . V roztaveném hliníku při teplotě  $660\text{ }^\circ\text{C}$  je rozpustnost vodíku  $0,77\text{ cm}^3/100\text{ g}$ , to je asi 20 násobně vyšší. Jiní autoři, např. AMBRIZ [3] uvádějí hodnotu maximální rozpustnosti vodíku v hliníku  $0,69\text{ cm}^3/100\text{ g}$ , viz obr. 7.4 (vlevo).

Rozpustnost vodíku v hliníku je dána termodynamickou rovnováhou. Kvantitativně to vyjadřuje Sievertsův zákon. Sievertsův zákon se týká parciálního tlaku vodíku  $p_{\text{H}_2}$  a rozpuštěného vodíku  $S$  (solubility) v hliníku.



Obr. 7.4 Rozpustnost vodíku v čistém hliníku podle AMBRIZ [3] (vlevo), podle Electric Company [1], (vpravo)

$$S = K_S(T) \cdot \sqrt{p_{\text{H}_2}}, \quad (7.9)$$

kde značí:  $S$  – rozpustnost vodíku v tavenině hliníku [ $\text{cm}^3 \text{H}_2 \cdot (100 \text{ g Al})^{-1}$ ];  $K_S(T)$  – rovnovážnou konstantu pro daný kov, resp. hliník [ $\text{cm}^3 \text{H}_2 \cdot (100 \text{ g Al})^{-1} \cdot \text{Pa}^{-1/2}$ ];  $p_{\text{H}_2}$  - parciální tlak plynu v okolní atmosféře [Pa].

Při výrobě hliníkových celulárních systémů se vodík rozpouští v hliníku. Rozpustnost vodíku v hliníku je dána termodynamickou rovnováhou.

$$\left(\frac{S}{S^0}\right) = K_S(T) \cdot \left(\frac{p_{\text{H}_2}}{p^0}\right), \quad (7.10)$$

kde značí:  $S$  – rozpustnost vodíku v tavenině hliníku;  $S^0$  – atomární objem v  $\text{cm}^3$  na 100 g materiálu při standardním stavu  $T = 273 \text{ K}$ ;  $P^0$  – standardní tlak 101325 Pa ( $1/100$ ) [ $\text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$ ];  $C^0$  – molární jednotka ( $1/100$ ) [ $\text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$ ] =  $2,1 \cdot 10^{-3}$  [ $\text{mol} \cdot \text{l}^{-1}$ ] =  $8,9 \cdot 10^{-4}$  [ $\text{mol} \cdot \text{kg}^{-1}$ ], hustota taveniny hliníku je  $2,4 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ ;  $K_S(T)$  – součinitel rozpustnosti pro tuhý a tekutý stav hliníku, podle [6], [7]:

*Tuhý stav:*

$$K_S(T) = 10^{\left(-\frac{2580}{T} + 1,399\right)}, \quad (7.11)$$

*Tekutý stav:*

$$K_S(T) = 10^{\left(-\frac{2760}{T} + 2,768\right)}, \quad (7.12)$$

kde značí:  $R$  – univerzální plynovou konstantu,  $R = 8,314 \text{ [J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}]$ ;  $T$  – teplotu [K].

Dosazením do rovnice (7.11) a (7.12) lze pro teplotu hliníku 1000 K stanovit, že  $K_S(T)$  pro taveninu je 1,02 a  $K_S(T)$  pro tuhý stav je 0,066.

Za normálního tlaku vodík ( $p_{\text{H}_2} = p^0$ ), rovnovážná koncentrace se blíží hodnotě 0,77 (0,85)  $\text{cm}^3/100 \text{ g}$ , tj.  $7,6 \cdot 10^{-4}$  [ $\text{mol} \cdot \text{kg}^{-1}$ ] =  $1,8 \cdot 10^{-3}$  [ $\text{mol} \cdot \text{l}^{-1}$ ], při teplotě  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  (973 K). Srovnání vodíku uloženého v  $\text{TiH}_2$  s rozpuštěným vodíkem v rovnováze je velmi malé. Při přezkoumání rovnice (7.8) se méně než 1 % vodíku rozpustí v hliníku.

Rovnovážné koncentrace jsou shledány zhruba u pórových rozhraní, které zanedbávají povrchové napětí bublinek. Vnější povrchy prekursoru mohou mít značně nižší hodnotu vodíku v závislosti na jeho parciálním tlaku v atmosféře a v souvislosti s jeho koncentrací okolo částic  $\text{TiH}_2$ .

Teplotní závislost rozpustnosti vodíku v hliníku při tlaku 101325 Pa lze získat aplikací van Hoffovy isobary, jak uvádí Kalousek [20]:

$$\frac{d(\log K_S)}{d\left(\frac{1}{T}\right)} = -\frac{\Delta H^0}{R}, \quad (7.13)$$

kde značí:  $\Delta H^0$  – standardní entalpii rozpustnosti vodíku v tavenině hliníku;  $T$  – teplotu [K];  $K_S$  – rovnovážnou konstantu pro taveninu hliníku.

Na základě podílu příslušných rovnovážných konstant a rozpustnosti vodíku v kapalném hliníku a rozpustnosti za rovnovážných podmínek lze psát:

$$\frac{K_S}{K^0_S} = \frac{S}{S^0}, \quad (7.14)$$

Integrací rovnice van Hoffovy isotermy (7.13) a s použitím rovnice (7.14) lze psát:

$$\log S = \frac{\Delta H^0}{R \cdot T} + C, \quad (7.15)$$

kde značí: C – integrační konstantu;  $\Delta H^0$ , je považována za závislou na teplotě.

V tabulce 7-7 jsou uvedeny hodnoty pro aplikaci výpočtu podle rovnice (7.15) podle různých autorů, jak uvádí LIU [8]. Pro určení těchto hodnot je nutné speciální zařízení s použitím referenčního plynu.

Tabulka 7-7 Hodnoty pro výpočty rozpustnosti vodíku v hliníku podle různých autorů, Liu [17]

$\Delta H^0$		Konstanta C	S <sup>0</sup>	Referenční plyn	Hmotnost vzorku	Autor metody výpočtu
[kcal·mol <sup>-1</sup> ]	[kJ·mol <sup>-1</sup> ]					
5,365	22,45	2,72	0,881	helium	100	TALBOT [9]
5,067	21,21	2,62	0,998	helium	100	OPIE [11]
5,484	22,95	2,80	0,911	neon	30-40	RANSLEY [10]
5,921	24,78	3,07	1,026	argon	300	LIU [8]

Práce RANSLEY a NEUFELDA [10] z roku 1948, pro stanovení rozpustnosti vodíku v čistém hliníku, byla základní práce tento výzkum. V roce 1950 OPIE A GRANT [11] dospěli k závěru, že rozpustnost vodíku v hliníku je dána všeobecnou rovnicí:

$$\log_{10} S = -\frac{A}{T} + C, \quad (7.16)$$

kde značí: S – rozpustnost vodíku v hliníku [cm<sup>3</sup> na 100 g kovu]; A – je konstanta, která představuje teplo roztoku vodíku v kapalném nebo pevném hliníku; C je integrační konstanta.

V tabulce 7-8 jsou uvedeny rovnice pro výpočet log S podle různých autorů.

Tabulka 7-8 Rovnice pro stanovení rozpustnosti vodíku v roztaveném a pevném hliníku podle různých autorů

Číslo rovnice	$\log_{10} S = -\frac{A}{T} + C$		Entalpie roztoku $\Delta H$ [J·mol <sup>-1</sup> ]	Metoda	Rok publikování	Publikováno
	Konstanta A	Konstanta C				
<i>Vodík v kapalném hliníku</i>						
1	2760	2,796	52 840	Sievert . metoda	1948	RANSLEY et al. [10]
2	2550	2,620	48 820	Sievert.	1950	OPIE et al.

				metoda		[11]
<b>3</b>	3086	2,969	59 080	nasyčení a extrakce	1961	EICHENAUER et al. [4]
<b>4</b>	2713	2,528	51 940	rychlé ochlazování	1967	GRIGORENKO et al. [13]
<b>5</b>	2970	2,817	56 860	rychlé ochlazování	1987	FEICHTINGER et al. [14]
<b>6</b>	2700	2,720	51 690	modif. Sievert. met.	1988	TALBOT et al. [9]
<b>7</b>	2692	-1,320	-	-	1995	ANYALEBECHI et al. [13]
<b>8</b>	2980	3,070	57 050	Sievert. metoda	1995	LIU et al. [8]
<b>9</b>	2392	2,256	45 800	rychlé ochlazování	1995	IMABAYASHI et al. [21]
<i>Vodík v tuhém hliníku</i>						
<b>10</b>	2080	0,788	39 820	Sievert. metoda	1948	RANSLEY et al. [10]
<b>11</b>	3342	1,961	58 240	nasyčení a extrakce	1961	EICHENAUER et al. [4]
<b>12</b>	3300	2,105	63 180	nasyčení a extrakce	1968	EICHENAUER et al. [18]
<b>13</b>	3340	2,220	63 940	extrakce tuhého stavu ve vakuu	1979	ICHIMURA et al. [15]
<b>14</b>	5040	4,976	96 490	postupná difúze	1983	HASHIMOTO et al. [2]
<b>15</b>	3320	2,220	-	modif. Sievert. metoda	2004	TALBOT et al. [16]

**Poznámka:** *S je rozpustnost vodíku za standardních podmínek v kubických centimetrech na 100 g taveniny.*

Hodnoty  $\log_{10} S$  pro výpočet rozpustnosti vodíku v hliníku podle ANYALEBECHI [12] se od ostatních autorů liší především v hodnotě konstanty C, která je -1.32.

### 7.1.2.2 Výpočtové metody pro experimentální aplikace vodíku v hliníku při výrobě celulárních materiálů

Rozpustnost vodíku v tavenině hliníku byla sledována v důsledku našich experimentů zaměřených na sledování napěňovacího pochodu při výrobě hliníkových celulárních systémů (hliníkových pěn). Rozpustnost vodíku v tavenině čistého hliníku byla počítána na základě teplot potřebných pro technologii napěňování roztaveného hliníku. K těmto účelům byly použity všechny dostupné rovnice, viz tab. 7-8, které řeší rozpustnost vodíku v tavenině hliníku. Vypočítané hodnoty  $\log S$  a  $S$  jsou uvedeny v tabulce 7-9. V tabulce 7-10 jsou vypočítané hodnoty  $\log S$  a  $S$  pro rozpustnost vodíku v tuhém hliníku.

Tabulka 7-9 Vypočítané hodnoty rozpustnosti vodíku v tavenině čistého hliníku ( $\log S$  a  $S$ ) na základě hodnot podle různých autorů

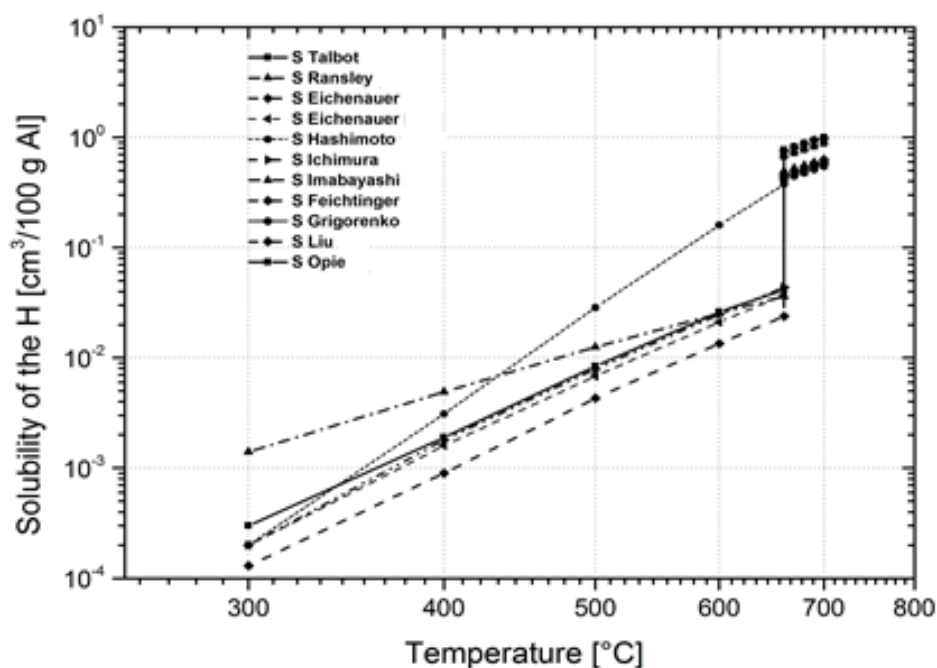
<i>Sledování rozpustnosti vodíku v tavenině hliníku [<math>\text{cm}^3/100 \text{ g Al}</math>]</i>											
Číslo výpočtu	933 K		943 K		953 K		963 K		973 K		Výpočet dle literatury
	660 °C		670 °C		680 °C		690 °C		700 °C		
	$\log S$	$S$	$\log S$	$S$	$\log S$	$S$	$\log S$	$S$	$\log S$	$S$	
<b>I.</b>	-0,158	0,695	-0,127	0,746	-0,096	0,802	-0,066	0,859	-0,037	0,918	[10]
<b>II.</b>	-0,113	0,771	-0,084	0,824	-0,056	0,879	-0,028	0,938	-	0,998	[11]
<b>III.</b>	-0,338	0,459	-0,303	0,498	-0,268	0,540	-0,234	0,583	-0,202	0,628	[12]
<b>IV.</b>	-0,380	0,417	-0,349	0,448	-0,319	0,480	-0,289	0,514	-0,260	0,550	[14]
<b>V.</b>	-0,366	0,431	-0,333	0,465	-0,299	0,502	-0,267	0,541	-0,235	0,582	[15]
<b>VI.</b>	-0,174	0,670	-0,143	0,719	-0,113	0,771	-0,084	0,824	-0,055	0,881	[9]

VII.	nebylo počítáno										[13]
VIII.	- 0,124	0,752	- 0,090	0,813	- 0,057	0,877	- 0,024	0,946	0,0073	0,983	[8]
IX.	- 0,308	0,492	- 0,281	0,524	- 0,254	0,557	- 0,228	0,592	- 0,202	0,628	[19]

Tabulka 7-10 Vypočítané hodnoty rozpustnosti vodíku v tuhém stavu čistého hliníku (log S a S) na základě hodnot podle různých autorů

Sledování rozpustnosti vodíku v tuhém stavu hliníku [ $\text{cm}^3/100 \text{ g Al}$ ]											
Číslo výpočtu	933 K		943 K		953 K		963 K		973 K		Výpočet dle literatury
	660 °C		670 °C		680 °C		690 °C		700 °C		
	log S	S	log S	S	log S	S	log S	S	log S	S	
X.	- 2,842	0,0014	- 2,303	0,0049	- 1,903	0,0125	- 1,595	0,0254	- 1,441	0,0362	[10]
XI.	- 3,871	0,0013	- 3,005	0,0009	- 2,362	0,0043	- 1,867	0,0135	- 1,621	0,0239	[12]
XII.	- 3,654	0,0002	- 2,798	0,0016	- 2,164	0,0068	- 1,675	0,0211	- 1,432	0,0370	[22]
XIII.	- 3,609	0,0002	- 2,743	0,0018	- 2,101	0,0079	- 1,606	0,0248	- 1,360	0,0437	[21]
XIV.	- 3,820	0,0002	- 2,513	0,0031	- 1,544	0,0286	- 0,797	0,1596	- 0,426	0,3750	[2]
XV.	- 3,574	0,0003	- 2,713	0,0019	- 2,075	0,0084	- 1,583	0,0261	- 1,338	0,0415	[9]

Na obr. 7.6 je uvedena rozpustnost vodíku v hliníku při různých teplotách, výpočet proveden dle rovnic různých autorů.



Solubility of the H in Al – rozpustnost vodíku v hliníku; temperature – teplota

Obr. 7.6 Rozpusnost vodíku v hliníku při různých teplotách, výpočet proveden dle rovnic různých autorů

### 7.1.2.3 Výpočet difúze vodíku v kapalném hliníku

Sledování difúze vodíku v tavenině hliníku je jedním z důležitých procesů při výrobě celulárních kovových systémů (kovových pěn). Difúze vodíku velmi dobře koresponduje s mechanismem jeho rozptýlení, kdy se uplatňují skoky atomů vodíku

v důsledku tepelné aktivace.

Koeficient difúze vodíku v hliníku (pevném i kapalném) lze stanovit na základě obecně známe Arrheniovy rovnice:

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta H}{R \cdot T}\right), \quad (7.17)$$

kde značí:  $D_0$  – frekvenční factor difúze [ $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ];  $\Delta H$  – aktivační entalpie [ $\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ];  $R$  – univerzální plynová konstanta  $R = 8.314 \text{ [J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}]$ ,  $T$  – teplota [K].

V tabulce 7-10 jsou uvedeny potřebné hodnoty pro výpočet difúzního koeficientu vodíku v tuhém a kapalném stavu hliníku (frekvenční factor  $D_0$  a aktivační entalpie  $\Delta H$ ).

Tabulka 7-11 Hodnoty pro stanovení koeficientu difúze vodíku v čistém hliníku

<i>Hodnoty pro stanovení koeficientu difúze vodíku v čistém hliníku</i>				
Frekvenční faktor $D_0$ [ $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ]	Activační entalpie $\Delta H$ [ $\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ]	Fáze	Rozsah teplot [°C]	Literatura
$1,10 \cdot 10^{-5}$	40,95	tuhá	to 660	[4]
$1,01 \cdot 10^{-5}$	47,70	tuhá	450 - 625	[23]
$1,90 \cdot 10^{-5}$	40,00	tuhá	450 - 590	[24]
$2,50 \cdot 10^{-6}$	90,00	tuhá	450 - 590	[25]
$4,58 \cdot 10^{-6}$	37,03	tuhá	300 - 640	[21]
$3,80 \cdot 10^{-6}$	19,26	kapalná	nad 660	[12]

**Poznámka:** Difúzní koeficient vodíku v pevném stavu čistého hliníku:  $D = 0.11 \exp(-9780/RT)$  [ $\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ], [12].

Dráhu difúze atomu vodíku v hliníku lze vypočítat ze vztahu [6]:

$$l = \sqrt{D \cdot t} \quad (7.18)$$

kde značí:  $D$  – difúzní koeficient vodíku [ $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ];  $t$  - čas difúze [s].

#### a) Výpočet součinitele difúze vodíku v hliníku

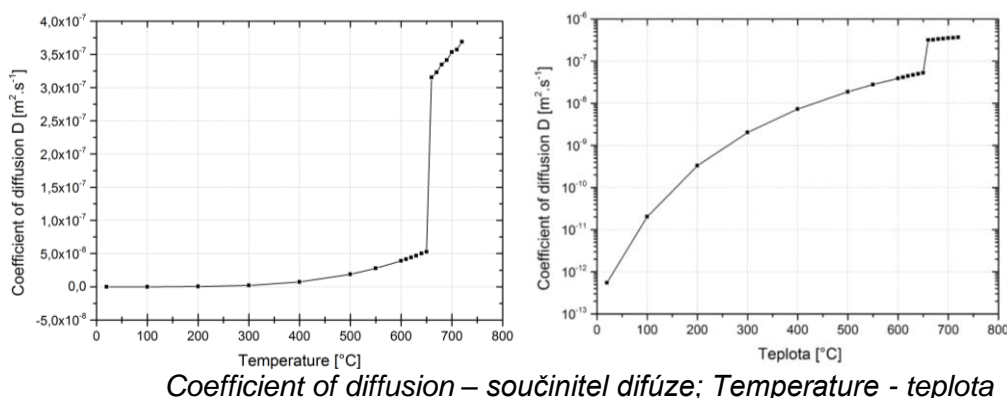
V rámci řešení otázek rozkladu napěňovacích činidel na bázi hydridů byly provedeny výpočty součinitele difúze vodíku v tuhém a kapalném hliníku při různých teplotách (20 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 550 °C, 600 °C, 610 °C, 620 °C, 630 °C, 640 °C, 650 °C, 660 °C, 670 °C, 680 °C, 690 °C, 700 °C a 720 °C). Velmi důležité teploty při výrobě hliníkových „pěn“ lze považovat rozmezí teplot od 660 °C do 700 °C. Pro výpočet byl použit vzorce (7.17) a hodnoty odpovídajících veličin v tabulce 7-11 podle [4] and [12]. Vypočítané hodnoty součinitelů difúze pro jednotlivé teploty, resp. fázi solid a liquid, jsou uvedeny v tabulce 7-12.



Tabulka 7-12 Hodnoty vypočítaného součinitele difúze vodíku v hliníku

<i>Vypočítané hodnoty koeficientu difúze vodíku v hliníku</i>					
Součinitel difúze D [m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup> ]	Frekvenční faktor D <sub>0</sub> [m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup> ]	Aktivační entalpie ΔH [kJ·mol <sup>-1</sup> ]	Teplota		Fáze
			[K]	[°C]	
5,511·10 <sup>-13</sup>	1,1·10 <sup>-5</sup>	40,95	293	20	pevná
2,025·10 <sup>-11</sup>			373	100	
3,300·10 <sup>-10</sup>			473	200	
2,025·10 <sup>-9</sup>			573	300	
7,291·10 <sup>-9</sup>			673	400	
1,881·10 <sup>-8</sup>			773	500	
2,783·10 <sup>-8</sup>			823	550	
3,910·10 <sup>-8</sup>			873	600	
4,150·10 <sup>-8</sup>			883	610	
4,411·10 <sup>-8</sup>			893	620	
4,680·10 <sup>-8</sup>			903	630	
5,016·10 <sup>-8</sup>			913	640	
5,280·10 <sup>-8</sup>			923	650	
<b>3,154·10<sup>-7</sup></b>			3,8·10 <sup>-6</sup>	19,26	
3,230·10 <sup>-7</sup>	943	670			
3,344·10 <sup>-7</sup>	953	680			
3,412·10 <sup>-7</sup>	963	690			
3,534·10 <sup>-7</sup>	973	700			
3,572·10 <sup>-7</sup>	983	710			
3,690·10 <sup>-7</sup>	993	720			

Na obr. 7.7 Závislost hodnoty součinitele difúze vodíku v hliníku na teplotě v dekadických a logaritmických souřadnicích.



Obr. 7.7 Závislost hodnoty součinitele difúze vodíku v hliníku na teplotě v dekadických a logaritmických souřadnicích

### b) Výpočet difúzních drah vodíku v hliníku

Podle vzorce (7.18) byly difúzní dráhy vodíku v hliníku počítány při různých teplotách pro časové body 10 [s], 20 [s], 30 [s], 40 [s], 50 [s] a 60 [s], viz tabulka 7-13.

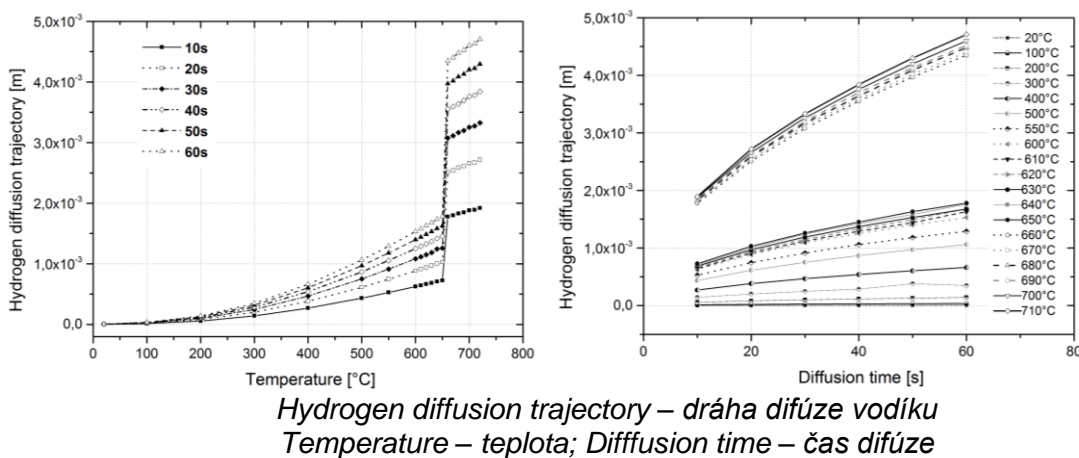
Tabulka 7-13 Výpočet drah při difúzi vodíku v hliníku v časových okamžicích 10, 20, 30, 40, 50 and 60 [s]

<i>Výpočet drah difúze vodíku v hliníku v časech 10, 20, 30, 40, 50 a 60 s</i>								
Číslo výpočtu dráhy	D [m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup> ]	Teplota [°C]	$L = (D \cdot t)^{1/2}$ [m]					
			10 [s]	20 [s]	30 [s]	40 [s]	50 [s]	60 [s]
1	5,511·10 <sup>-13</sup>	20	2,348·10 <sup>-6</sup>	3,320·10 <sup>-6</sup>	4,066·10 <sup>-6</sup>	4,695·10 <sup>-6</sup>	5,250·10 <sup>-6</sup>	5,751·10 <sup>-6</sup>
2	2,025·10 <sup>-11</sup>	100	1,423·10 <sup>-5</sup>	2,012·10 <sup>-5</sup>	2,465·10 <sup>-5</sup>	2,846·10 <sup>-5</sup>	3,183·10 <sup>-5</sup>	3,486·10 <sup>-5</sup>
3	3,300·10 <sup>-10</sup>	200	5,746·10 <sup>-5</sup>	8,124·10 <sup>-5</sup>	9,950·10 <sup>-5</sup>	1,149·10 <sup>-4</sup>	1,285·10 <sup>-4</sup>	1,407·10 <sup>-4</sup>

4	$2,025 \cdot 10^{-9}$	300	$1,423 \cdot 10^{-4}$	$2,012 \cdot 10^{-4}$	$2,465 \cdot 10^{-4}$	$2,846 \cdot 10^{-4}$	$3,182 \cdot 10^{-4}$	$3,486 \cdot 10^{-4}$
5	$7,291 \cdot 10^{-9}$	400	$2,700 \cdot 10^{-4}$	$3,818 \cdot 10^{-4}$	$4,677 \cdot 10^{-4}$	$5,400 \cdot 10^{-4}$	$6,038 \cdot 10^{-4}$	$6,614 \cdot 10^{-4}$
6	$1,881 \cdot 10^{-8}$	500	$4,337 \cdot 10^{-4}$	$6,134 \cdot 10^{-4}$	$7,512 \cdot 10^{-4}$	$8,671 \cdot 10^{-4}$	$9,698 \cdot 10^{-4}$	$1,063 \cdot 10^{-3}$
7	$2,783 \cdot 10^{-8}$	550	$5,275 \cdot 10^{-4}$	$7,461 \cdot 10^{-4}$	$9,132 \cdot 10^{-4}$	$1,055 \cdot 10^{-3}$	$1,180 \cdot 10^{-3}$	$1,292 \cdot 10^{-3}$
8	$3,910 \cdot 10^{-8}$	600	$6,253 \cdot 10^{-4}$	$8,843 \cdot 10^{-4}$	$1,084 \cdot 10^{-3}$	$1,251 \cdot 10^{-3}$	$1,398 \cdot 10^{-3}$	$1,532 \cdot 10^{-3}$
9	$4,150 \cdot 10^{-8}$	610	$6,442 \cdot 10^{-4}$	$9,110 \cdot 10^{-4}$	$1,116 \cdot 10^{-3}$	$1,288 \cdot 10^{-3}$	$1,440 \cdot 10^{-3}$	$1,578 \cdot 10^{-3}$
10	$4,411 \cdot 10^{-8}$	620	$6,642 \cdot 10^{-4}$	$9,393 \cdot 10^{-4}$	$1,150 \cdot 10^{-3}$	$1,328 \cdot 10^{-3}$	$1,485 \cdot 10^{-3}$	$1,627 \cdot 10^{-3}$
11	$4,680 \cdot 10^{-8}$	630	$6,841 \cdot 10^{-4}$	$9,675 \cdot 10^{-4}$	$1,185 \cdot 10^{-3}$	$1,368 \cdot 10^{-3}$	$1,530 \cdot 10^{-3}$	$1,676 \cdot 10^{-3}$
12	$5,016 \cdot 10^{-8}$	640	$7,082 \cdot 10^{-4}$	$1,001 \cdot 10^{-3}$	$1,244 \cdot 10^{-3}$	$1,416 \cdot 10^{-3}$	$1,584 \cdot 10^{-3}$	$1,735 \cdot 10^{-3}$
13	$5,280 \cdot 10^{-8}$	650	$7,266 \cdot 10^{-4}$	$1,028 \cdot 10^{-3}$	$1,259 \cdot 10^{-3}$	$1,453 \cdot 10^{-3}$	$1,625 \cdot 10^{-3}$	$1,780 \cdot 10^{-3}$
14	$3,154 \cdot 10^{-7}$	<b>660</b>	$1,776 \cdot 10^{-3}$	$2,512 \cdot 10^{-3}$	$3,076 \cdot 10^{-3}$	$3,552 \cdot 10^{-3}$	$3,971 \cdot 10^{-3}$	$4,350 \cdot 10^{-3}$
15	$3,230 \cdot 10^{-7}$	670	$1,797 \cdot 10^{-3}$	$2,542 \cdot 10^{-3}$	$3,113 \cdot 10^{-3}$	$3,594 \cdot 10^{-3}$	$4,019 \cdot 10^{-3}$	$4,402 \cdot 10^{-3}$
16	$3,344 \cdot 10^{-7}$	680	$1,829 \cdot 10^{-3}$	$2,586 \cdot 10^{-3}$	$3,167 \cdot 10^{-3}$	$3,638 \cdot 10^{-3}$	$4,089 \cdot 10^{-3}$	$4,479 \cdot 10^{-3}$
17	$3,412 \cdot 10^{-7}$	690	$1,847 \cdot 10^{-3}$	$2,612 \cdot 10^{-3}$	$3,200 \cdot 10^{-3}$	$3,695 \cdot 10^{-3}$	$4,130 \cdot 10^{-3}$	$4,524 \cdot 10^{-3}$
18	$3,534 \cdot 10^{-7}$	700	$1,880 \cdot 10^{-3}$	$2,659 \cdot 10^{-3}$	$3,255 \cdot 10^{-3}$	$3,760 \cdot 10^{-3}$	$4,204 \cdot 10^{-3}$	$4,604 \cdot 10^{-3}$
19	$3,572 \cdot 10^{-7}$	710	$1,890 \cdot 10^{-3}$	$2,673 \cdot 10^{-3}$	$3,274 \cdot 10^{-3}$	$3,780 \cdot 10^{-3}$	$4,226 \cdot 10^{-3}$	$4,629 \cdot 10^{-3}$
20	$3,690 \cdot 10^{-7}$	720	$1,921 \cdot 10^{-3}$	$2,717 \cdot 10^{-3}$	$3,327 \cdot 10^{-3}$	$3,842 \cdot 10^{-3}$	$4,295 \cdot 10^{-3}$	$4,705 \cdot 10^{-3}$

Výsledky výpočtu difúzních drah vodíku v závislosti na teplotě a na čase při napěňování hliníku jsou graficky interpretovány, viz obr. 7.7.

Na základě hodnoty koeficientu difúze vodíku v hliníku při různých teplotách byly vypočítány dráhy difúze vodíku v čase 60 [s] a 120 [s]. Na základě výpočtů bylo stanoveno, že dráha difúze vodíku v tuhém hliníku se pohybuje při čase difúze 60 [s] v tuhém stavu hliníku  $1,063 \cdot 10^{-6}$  [m] při teplotě 20 °C do hodnoty  $1,780 \cdot 10^{-6}$  [m] při teplotě 650 °C.



Obr. 7.7 Vypočítané hodnoty difúzních drah vodíku v čistém hliníku při výrobě celulárních systémů v závislosti na teplotě (vlevo), v závislosti na čase (vpravo)

V kapalném stavu hliníku jsou dráhy difúze vodíku od  $4,350 \cdot 10^{-6}$  [m] při teplotě 660 °C do  $4,705 \cdot 10^{-6}$  [m] při teplotě 720 °C. Při teplotě 500 °C tato dráha vodíku činí  $1,063 \cdot 10^{-3}$  [m], tj. 1,1 [mm]. Dráhy difúze vodíku při čase difúze 120 [s] od  $5,49 \cdot 10^{-6}$  [m] při teplotě 20 °C do hodnoty  $2,517 \cdot 10^{-3}$  [m] při teplotě 650 °C. Při teplotě 500 °C tato dráha vodíku činí  $1,502 \cdot 10^{-3}$  [m], tj. 1,5 [mm]. Pro teplotu 500 °C se liší difúzní dráhy vodíku v hliníku cca o 40 %. V kapalném skupenství hliníku jsou tyto dráhy difúze vodíku od  $6,152 \cdot 10^{-3}$  [m] při teplotě 660 °C do  $6,654 \cdot 10^{-3}$  [m] při teplotě 720 °C. Při výrobě kovových celulárních systémů (především hliníkových pěn) práškovou metalurgií má značný význam tepelný rozklad napěňovacího činidla. Tato činidla jsou

hydridy. Tepelný rozklad hydridů vede ke vzniku plynného vodíku, který způsobuje porozivitu (celulárnost) kovového systému.

Tento příspěvek je zaměřen na rozpustnost a difúzi vodíku v čistém hliníku a je základem teoretických znalostí výroby hliníkových pěn. Vodík je při práškové metalurgii výroby hliníkových pěn produktem tepelného rozkladu naplyňovacích činidel ( $\text{TiH}_2$ ,  $\text{SrH}_2$ ,  $\text{MgH}_2$  atd.). Vodík je velmi důležitý jednoduchý dvouatomový plyn. Má odlišnou rozpustnost v tuhém a kapalném stavu příslušného kovu.

Rozpustnost vodíku se v kovech zvyšuje s rostoucí teplotou (rozpuštění je endotermický děj). To znamená, že rozpustnost vodíku v hliníku a v hliníkových slitinách je proměnná a závislá na teplotě, chemickém složení a parciálním tlaku vodíku v okolní atmosféře. Hliník a hliníkové slitiny vykazují značný rozdíl mezi rozpustnostmi vodíku v tuhém a v kapalném stavu. Jak uvádí [26], v tuhém stavu při teplotě  $660\text{ }^\circ\text{C}$  je rozpustnost vodíku v Al pouze  $0,036\text{ cm}^3/100\text{ g}$  hliníku. V roztaveném kovu při teplotě  $660\text{ }^\circ\text{C}$  je rozpustnost  $0,77\text{ cm}^3/100\text{ g}$  hliníku, to je asi 20 násobně vyšší. Podle AMBRIZE [3] je rozpustnost vodíku při teplotě  $660\text{ }^\circ\text{C}$  pouze  $0,69\text{ cm}^3/100\text{ g}$  hliníku. Podle OPIE [11] je v kapalném stavu rozpustnost vodíku v kapalném hliníku  $0,77\text{ cm}^3/100\text{ g}$  hliníku. Podle RANSLEY [10] je v kapalném stavu rozpustnost vodíku v kapalném hliníku  $0,695\text{ cm}^3/100\text{ g}$  hliníku a podle TALBOT [6] je v kapalném stavu rozpustnost vodíku v kapalném hliníku  $0,67\text{ cm}^3/100\text{ g}$  hliníku.

Dále byly sledovány difúzní dráhy vodíku v kapalném a pevném hliníku. Bylo potvrzeno, že při nízkých teplotách krátkých časech difúze jsou difúzní dráhy vodíku velmi malé ( $20\text{ }^\circ\text{C}$ , 10 s) je  $2,35 \cdot 10^{-6}$  [m]. S rostoucí teplotou a časem se difúzní dráhy zvyšují ( $660\text{ }^\circ\text{C}$ , 10 s) je  $1,8 \cdot 10^{-3}$  [m], ( $720\text{ }^\circ\text{C}$ , 60 s) je  $4,7 \cdot 10^{-3}$  [m].

Při výrobě vzorku celulárního kovového systému, který má délku několika centimetrů vyžaduje doba transportu vodíku poměrně velký časový úsek. To je dosti závažný poznatek. Proto při práškové metalurgii výroby hliníkových pěn je nutné zabezpečit homogenitu napěňovacího činidla v celém objemu vyráběného napěňovaného materiálu.

*Tato problematika byla odeslána k publikování:*

NOVÁ, I. FRAŇA, K. MACHUTA, J. JELÍNEK. M. Physical Metalurgical of Diffusion and Solubility of Hydrogen to Determine its Optimal Foaming Properties for the Production of Aluminium Foams). (*Připraveno pro publikování v roce 2025*)

## **7.2 Výroba porézních hliníkových materiálů s použitím chloridu sodného a hodnocení jejich fyzikálních a mechanických vlastností**

V rámci řešení excelentního projektu: OP VVV: Excelentní výzkum. Reg. č.: CZ.02.1.01./0.0/0.0/16\_019/ 0000843: „Hybridní materiály pro hierarchické účely“ (výzkumný cíl 2: Materiály a struktury na kovové bázi, v rámci výzkumné aktivity 01: *Celulární lehčené kovové struktury*) jsme se zabývali výrobou porézních hliníkových materiálů.

## 7.2.1 Aplikace slévárenské technologie a její ověření

Při návrhu technologie byly brány v úvahu všechny obtíže tavení slitin hliníku, včetně jeho vysoké afinity ke kyslíku. Pro přípravu porézního hliníkového materiálu byla použita kombinace slévárenské metody s využitím plnicího materiálu. Tímto materiálem byl chlorid sodný o velikosti částic 2 až 3 mm, viz obr. 7. 8.



Obr. 7.8 Použitý chlorid sodný pro výrobu porézního hliníku

### a) Výroba hliníkového porézního způsobu slévárenskou metodou

Pro výrobu porézní hliníkové slitiny byl použit speciální přípravek, s dutinou  $\varnothing 60 \times 100$  mm, viz obr. 7.9, který byl naplněn definovaným množstvím „plnicího materiálu“, tj. chloridem sodným. Do přípravku byl dále vložen válcový vzorek z hliníkové slitiny AlSi12. Přípravek byl vložen do odporové pece Clasic. Pec byla ohřátá na teplotu 850 °C. Před vložením do pece byly šrouby i matice na přípravku ošetřeny grafitovým separačním materiálem, aby přípravek bylo možno po vytvoření porézního hliníkového systému dobře povolit a rozebrat. K jeho výrobě byla použita slitina hliníku EN AC - 44300 (AlSi 12), obsah prvků je v tabulce 7-14. Chemické složení bylo identifikováno jiskrovým emisním spektrometrem Bruker Q4 Tasman.

Tabulka 7-14 Chemické složení použité slitiny hliníku

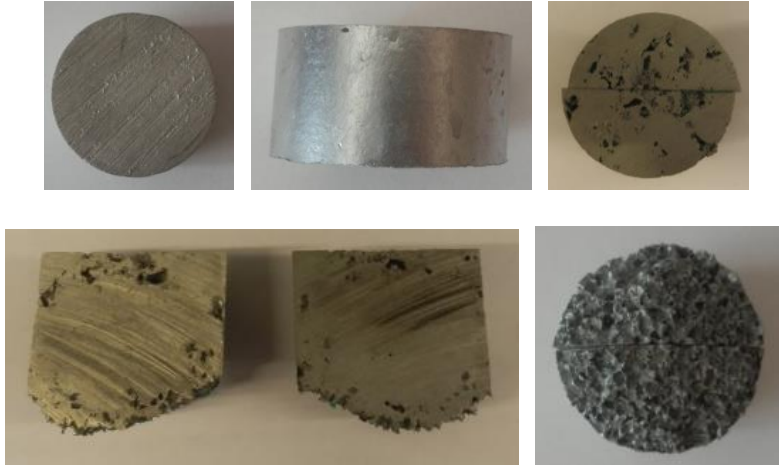
<i>Chemické složení slitiny EN AC 44300 (AlSi12) [hmot. %]</i>										
<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Mn</i>	<i>Cu</i>	<i>Zn</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>	<i>Mg</i>	<i>Na</i>	<i>Pb</i>	<i>Al</i>
11,9	0,45	0,41	0,05	0,11	0,10	0,008	0,001	0,005	0,005	86,96



Obr. 7.9 Přípravek a pec pro výrobu porézních hliníkových systémů

Experimenty prováděné na našem pracovišti jsou jedny z prvních, proto byly sledovány nestandardní podmínky výroby porézního čistého hliníku. Jak je z obr. 7.10 patrné, takto zvolená metoda nepřinesla očekávané výsledky.

Tímto experimentem bylo potvrzeno, že výroba hliníkových porézních materiálů s využitím chloridu sodného je možno jedině s použitím infiltrace taveniny mezi zrna chloridu sodného. V rámci řešení projektu bylo přikročeno k aplikaci jiné technologie.



*Obr. 7.10 Kompaktní vzorek ze slitiny AlSi12 učený pro napěňování a vyrobený porézní vzorek ze slitiny AlSi12*

### **7.2.2 Výroba hliníkového porézního systému lisováním taveniny mezi zrna chloridu sodného**

Z důvodu předchozích výrobních neúspěchů byly další experimenty založeny na využití tlaku taveniny, která byla tlačena do dutiny slévárenské formy naplněné chloridem sodným. Slévárenská forma, viz obr. 7.11, je vyrobena z oceli ČSN EN 1.2343 (ČSN19 552), s dutinou o rozměru  $\varnothing 60 \times 50$  mm. Bylo nutné vypracovat potřebnou metodiku pro zajištění homogenizace rozložení soli ve formě. Tavenina byla tavena v grafitovém kelímku a pro tavení byla použita odporová pec Clasic. Pro výrobu celulárního hliníkového systému, resp. porézní slitiny hliníku AlSi 12, byla forma přehřívána na teplotu 200 °C naplněna definovaným množstvím „plnicího materiálu“, tj. chloridem sodným. Do formy bylo nalito odměřené množství taveniny a tavenina ve formě byla stlačena, byl vyvozen tlak 100 MPa.



*Obr. 7.11 Zařízení pro lisování taveniny do formy s chloridem sodným*



Po ztuhnutí byl odlitek rozřezán v příčném směru a vložen do vodní lázně pro rozpuštění soli. Dále byla sledována hmotnost vyrobeného porézního vzorku o tloušťce 10 mm. Makrostruktura příčného řezu je na obr. 7.12.



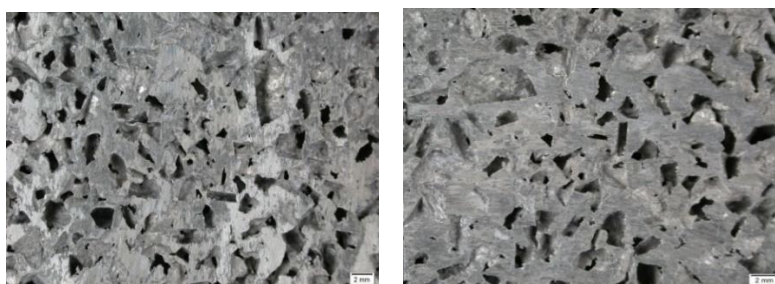
Obr. 7.12 Makrostruktura porézního vzorku ze slitiny hliníku AlSi 12,  $\varnothing 60 \times 10$  mm, vlevo; řez slitinou hliníku vyrobenou společností EXXENTIS, vpravo; příčný řez vyrobeným vzorkem, dole

Dále byla poróznost vyrobeného vzorku ze slitiny AlSi12 sledována pomocí mikroskopu Olympus DSX 500. Na obr. 7.13 je uvedena poróznost v různých místech příčného řezu vzorku.



Obr. 7.13 Řez vyrobeným porézním materiálem z hliníkové slitiny AlSi 12, sledováno mikroskopem Olympus DSX 500, zvětšeno 10 násobné

Na obr. 7.14 je půdorysný pohled na porézní materiál slitiny hliníku AlSi12.



Obr. 7.14 Poróznost hliníkových vzorků, výřez z plochy kruhu vyrobeného vzorku, stanoveno mikroskopem Olympus DSX 500

### 7.2.2.1 Vyhodnocení vlastností porézního materiálu z hliníkové slitiny AISi12

Pro hodnocení vlastností vyrobené porézního systému hliníkové slitiny byla vypracována metodika pro stanovení příslušných fyzikálně-materiálových charakteristik, resp. příslušných veličin. Vyhodnocení vyrobených hliníkových porézních materiálů se týká stanovení těchto veličin:

**a) Stanovení objemové hmotnosti porézního materiálu ( $\rho_{AL.P.}$ ) - se provádí na základě fyzikálního výpočtu, podle známého vztahu**

$$\rho_{AL.P.} = \frac{m_{AL.P.}}{V_{AL.P.}}, \quad (7.19)$$

kde značí:  $\rho_{AL.P.}$  - objemovou hmotnost porézního materiálu [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ];  $m_{AL.P.}$  - hmotnost porézního materiálu [kg];  $V_{AL.P.}$  - objem porézního materiálu [ $\text{m}^{-3}$ ].

**b) Stanovení relativní objemové hmotnosti porézního materiálu ( $\rho_R$ )**

$$\rho_R = \frac{\rho_{AL.P.}}{\rho_{B.M.}}, \quad (7.20)$$

kde značí:  $\rho_R$  - relativní objemovou hmotnost porézního materiálu [1];  $\rho_{AL.P.}$  - objemovou hmotnost porézního materiálu [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ];  $\rho_{B.M. (Al)}$  - hustotu základního materiálu bez porezity [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ].

**c) Stanovení objemové hmotnosti diskretizované struktury porézního materiálu**

$$\rho_{AL.P.} = \frac{\rho_{B.M.} \cdot V_{AL.P.}}{V_{B.M.}}, \quad (7.21)$$

kde značí:  $V_{AL.P.}$  – objem porézního materiálu [ $\text{m}^3$ ];  $V_{B.M.}$  – objem základního materiálu bez porezity [ $\text{m}^3$ ].

**d) Stanovení porezity (pórovitosti) materiálu (P)**

Porezitu materiálu je podílem rozdílu hustoty základního materiálu a porézního materiálu (porézní hliník – Al. P.) k hustotě základního (neporézního) materiálu (B.M.):

$$P = \left( \frac{\rho_{B.M.} - \rho_{AL.P.}}{\rho_{B.M.}} \right) \cdot 100 [\%] = \left( 1 - \frac{\rho_{AL.P.}}{\rho_{B.M.}} \right) \cdot 100 [\%] \quad (7.22)$$

**e) Stanovení Youngova modulu pružnosti v tahu porézního hliníkového materiálu AISi12, je podle [1] a [2]**

$$E_{M.P.} = k \cdot E_{B.M.} \cdot \left( \frac{\rho_{M.P.}}{\rho_{B.M.}} \right)^m, \quad (7.23)$$



kde značí:  $E_{Al.P.}$  - Youngův modul pružnosti napěněného materiálu [MPa],  $E_{B.M.}$  - Youngův modul pružnosti základního materiálu [MPa],  $\rho_{Al.P.}$  - objemovou hmotnost porézního materiálu [ $kg \cdot m^{-3}$ ];  $\rho_{B.M.}$  - hustotu základního materiálu [ $kg \cdot m^{-3}$ ];  $k$  - konstantu pro výpočet modulu pružnosti  $k = (0,1 \text{ to } 4)$ ,  $m$  je konstanta pro výpočet modulu pružnosti  $m = 2$  [2],  $m = 1.5 \text{ to } 1.7$  [1].

#### f) Výpočet součinitele tepelné vodivosti porézního materiálu AlSi 12

Na základě rovnice (7.24) byly provedeny výpočty.

$$\lambda_{Al.P.} = \lambda_{B.M.} \left( \frac{\rho_{Al.P.}}{\rho_{B.M.}} \right)^a, \quad (7.24)$$

kde značí:  $\lambda_{B.M.}$  - součinitel tepelné vodivosti základního materiálu AlSi12 ( $\lambda_{B.M.} = 150 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ );  $a$  - konstantu ( $a = 1.65 \text{ to } 1.85$ ) [4],  $a = 2$  [3].

Na základě rovnic (7.19) až (7.24) byly vypočítány vybrané hodnoty vlastností vyrobeného porézního ze slitiny AlSi12. Tyto hodnoty jsou uvedeny v tabulce 7-15.

Tabulka 7-15 Zjištěné a vypočítané hodnoty porézního materiálu AlSi12

<i>Výpočet fyzikálních hodnot porézního materiálu ze slitiny AlSi12</i>	
Vlastnosti	Hodnota
Objemová hmotnost AlSi12 $\varnothing 60 \times 10 \text{ mm}$ (základní materiál) $\rho_{B.M. (AlSi12)}$ [ $kg \cdot m^{-3}$ ]	2660
Objem AlSi12, $\varnothing 60 \times 10 \text{ mm}$ (základní materiál) $V_{B.M. (AlSi12)}$ [ $m^3$ ]	$2,82 \cdot 10^{-5}$
Hmotnost AlSi12, $\varnothing 60 \times 10 \text{ mm}$ (základní materiál) $m_{B.M. (AlSi12)}$ [kg]	0,075
Objem porézního materiálu AlSi12 $\varnothing 60 \times 10 \text{ mm}$ , $V_{Al.P. (AlSi12)}$ [ $m^3$ ]	$2,89 \cdot 10^{-5}$
Hmotnost porézního materiálu AlSi 12 $\varnothing 60 \times 10 \text{ mm}$ $m_{Al.P. (AlSi12)}$ [kg]	0,031
Objemová hmotnost porézního materiálu AlSi12 $\varnothing 60 \times 10 \text{ mm}$ , $\rho_{Al.P. (AlSi12)}$ [ $kg \cdot m^{-3}$ ]	1074
Relativní objemová hmotnost porézního materiálu AlSi 12 $\varnothing 60 \times 10 \text{ mm}$ , $\rho_{REL (AlSi12)}$ [1]	0,40
Porozita porézního materiálu AlSi 12 $\varnothing 60 \times 10 \text{ mm}$ , $P$ [%]	60
Youngův modul pružnosti porézního materiálu AlSi 12, $\varnothing 60 \times 10 \text{ mm}$ , $E_{Al.P. (AlSi12)}$ [MPa]	3667
Součinitel tepelné vodivosti AlSi 12, $\lambda_{Al.P. (AlSi12)}$ [ $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ ]	25

**Poznámka:**  $E_{B.M. (AlSi12)}$  - Youngův modul pružnosti,  $E_{AlSi12} = 75\,000$  [MPa].

Výroba hliníkových porézních systémů je spojena se složitostí a značnou náročností zajištění homogenity struktury. Tyto komplikace jsou do jisté míry spojeny s vysokou afinitou hliníku ke kyslíku. Metody popsané v literatuře se v našich experimentálních podmínkách neosvědčily. Proto bylo přistoupeno na nestandardní metodu tlačení taveniny do forem s dostupnými množstvími NaCl se ukázalo být schůdné. Tuto metodu lze použít pouze při možnostech aplikace tvářecího lisu s dosahem tlakových poměrů min. 100 MPa. Zjištěné hodnoty porézního materiálu AlSi12 jsou: objemová hmotnost  $\rho_{Al.P.} = 1074$  [ $kg \cdot m^{-3}$ ]; relativní objemová hmotnost  $\rho_{REL (AlSi12)} = 0,40$ ; porozita  $P (AlSi12) = 60$  %, Youngův modul pružnosti  $E_{Al.P. (AlSi12)} = 3667$  [MPa] a součinitel tepelné vodivosti  $\lambda_{Al.P. (AlSi12)} = 25$  [ $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ ]. Tyto hodnoty jsou v souladu, které prezentují výrobce porézního hliníku [5].

Jako další možnost schůdnější výroby hliníkových porézních materiálů se zaměřením použití vakua a ochranných atmosféry argonu. K tomu je třeba znovu speciální zařízení. Jak je z obr. 7.12 vlevo patrné, naše vyrobená porézní struktura z hliníkového materiálu (slitina AlSi12) je srovnatelná s hliníkovým porézním materiálem, který profesně vyrábí firma Exxentis.

*Tato problematika byla publikována:*

*NOVÁ, I. FRAŇA, K. SOBOTKA, J. SOLFRONK, P. KOREČEK, D. a I. NOVÁKOVÁ. Production of Porous Aluminium Using Sodium Chloride. Manufacturing Technology. 2019, Vol. 19, No. 5. pp. 817- 822. ISSN 1213-2489, Scopus.*

### **7.2.3 Výroba porézního hliníkového materiálu lisováním zrn chloridu sodného do taveniny hliníkové slitiny při použití nové dělené formy**

Tato část výzkumné činnosti se zabývá prezentací výsledků dlouhodobě prováděného výzkumu výroby porézních hliníkových materiálů. Jak je známo, tyto materiály se vyznačují především nižší hustotou a odpovídajícími mechanickými vlastnostmi. Na základě vypracované metodiky byly vyrobeny vzorky porézních hliníkových materiálů. K tomuto účelu byly použity různě velké částice chloridu sodného (s průměrnou velikostí 2, 4, 6 a 9 mm). Pro výrobu hliníkového porézního materiálu byla použita nejvýhodnější slévárenská slitina AlSi12. V rámci experimentů byly vyrobeny vzorky porézního hliníkového materiálu tvaru komolého kužele. Dutina slévárenské formy byla tvaru komolého kužele (průměry:  $D = 0,047$  m,  $d = 0,040$  m, výška  $v = 0,040$  m). Vyrobené vzorky byly analyzovány. Byla sledována jejich hmotnost, objem a byla vypočítána jejich objemová hmotnost a relativní objemová hmotnost. Dále byla stanovena jejich porozita (porozita). Na základě empirických vztahů byla vypočítána jejich hodnota Youngova modulu pružnosti a hodnota tepelné vodivosti. U vybraných vzorků byla sledována jejich pevnost v tlaku. Z naměřeného průběhu napětí – deformace byla stanovena hodnota Youngova modulu pružnosti. Porozita vyrobených vzorků byla hodnocena i mikroskopicky.

#### **7.2.3.1 Experimentální výroba hliníkových porézních materiálů**

Při realizaci experimentů výroby hliníkových porézních materiálů s použitím chloridu sodného nebyl použit vakuový systém (infiltrace taveniny mezi částice chloridu sodného, v zahraničí je tato metoda označována SHP - Space Holder Particles).

Na našem pracovišti, Katedře strojírenské technologie, Fakulty strojní – Technické univerzity v Liberci, se v rámci řešení grantového projektu také zabýváme problematikou výroby porézních kovových materiálů.

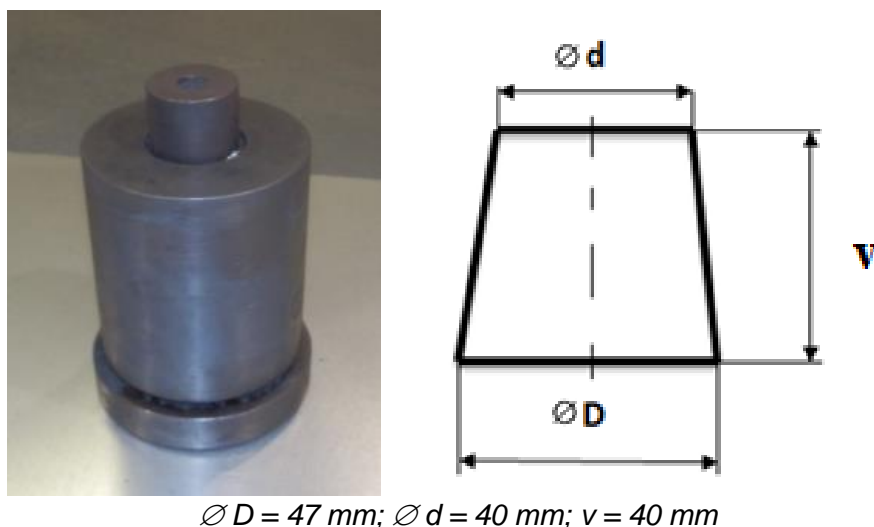
V tomto případě pro výrobu hliníkových porézních materiálů byla navržena a ověřena netradiční technologie založená na lisování chloridu sodného do taveniny slitiny hliníku ve slévárenské formě. K tomuto účelu byla použita hliníková slitina (EN AC-44300) AlSi 12 (teplota tání cca 577 °C), jejíž hustota je 2650 [kg·m<sup>-3</sup>].

Chemické složení použité slitiny AISi12 (EN AC-44300) bylo stanoveno na emisním analyzátoru Bruker Q4 Tasman, viz tab. 7-1.6

Tabulka 7-16 Chemické složení hliníkové slitiny AISi12

<i>Předepsané chemické složení slitiny AISi 12</i>										
<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Mn</i>	<i>Cu</i>	<i>Zn</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>	<i>Mg</i>	<i>Na</i>	<i>Pb</i>	<i>Al</i>
<i>EN AC 44300 (AISi12) [wt%]</i>										
10,5-13,5	0,45-0,90	0,55	0,08	0,15	0,15	-	-	-	-	-
<i>Stanovené chemické složení slitiny AISi12</i>										
12,1	0,43	0,46	0,04	0,12	0,10	0,007	0,001	0,005	0,004	86,96

Pro lisování chloridu sodného byla použita slévárenská forma z oceli ČSN EN 1.2343, viz obr. 7.15, vlevo. Pracovní dutina formy je jednoduchého tvaru – komolého kužele, aby vzorky vyrobeného porézního systému se mohly lehce vyjímat ze slévárenské formy. Schéma dutiny formy komolého kužele je patrná z obr. 7.15, vpravo.



Obr. 7.15 Schéma dutiny formy tvaru komolého kužele

Forma se skládá ze čtyř dílů, jak je patrné z obr. 7.16. *Válcový díl*: vnější průměr 90 mm, výška 110 mm,  $\varnothing$  díry pro razník 40 mm,  $\varnothing$  díry 47 mm pro vytlačení porézního dílu z formy z formy. *Razník*:  $\varnothing$  38 x 80 mm. *Vymezovací podložka s komolým kuželem*:  $\varnothing$  100 x 45 mm, komolý kužel:  $\varnothing D_1 = 51 \text{ mm}$ ,  $\varnothing D_2 = 46 \text{ mm}$ , výška 25 mm.

Pro experimenty byly použity dva vzorky chloridu sodného č. I. a č. II. Ze vzorku č. I. byly separovány částice střední velikosti 3 až 5 mm a 1 až 3 mm. Ze vzorku č. II byly separovány částice velikosti 5 až 7 mm a 8 až 10 mm, viz obr. 7.17. Z hlediska fyzikálních vlastností je pro naše účely výroby porézního materiálu důležitá teplota tání chloridu sodného, která činí cca  $T_{\text{tání}} = 801 \text{ [}^\circ\text{C]}$ ; entalpie tání  $\Delta H_{\text{tání}} = 488 \text{ 000 [J.kg}^{-1}\text{]}$ .



Obr. 7.16 Pohled na jednotlivé díly lisovací formy

Chemická analýza obou vzorků chloridu sodného byla provedena rentgenovou fluorescencí metodou, na zařízení XRF, Bruker S8 Tiger, Billerica, MA, USA. Chemické složení obou vzorků je uvedeno v tabulce 7-16.



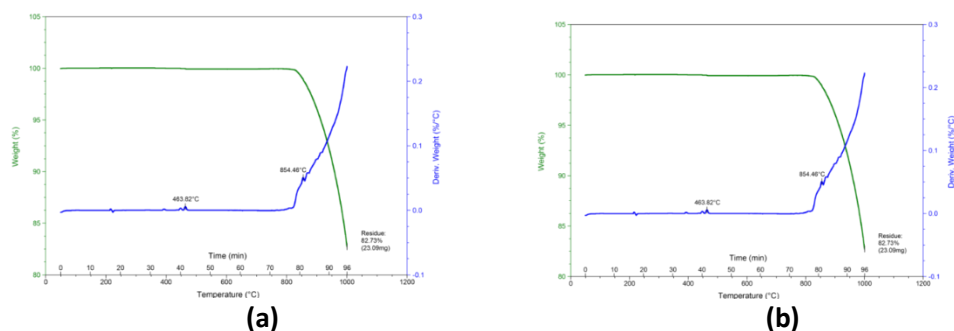
(A: 8 až 10 mm, B: 5 až 7 mm, C: 3 až 5 mm; D: 1 až 3 mm)

Obr. 7.17 Velikosti částic chloridu sodného pro výrobu hliníkových porézních materiálů

Tablka 7-17 Chemické složení použitých vzorků NaCl.

Označení vzorků NaCl	Chemické složení NaCl [hmot. %]						
	Cl	Na	Ca	S	Si	K	Br
I.	58,8	40,7	0,17	0,13	0,08	0,04	0,08
II.	58,9	40,6	0,21	0,14	-	-	0,15

Termická analýza materiálů (TG / DTA – termogravimetrie / diferenciální termická analýza) vzorků I. a II. NaCl byla provedena na zařízení Discovery Series, TA Instruments, New Castle, DE, USA. Oba vzorky (I. a II.) byly zahřívány rychlostí ohřevu 10 ° C / min v proudícím vzduchu. Výsledky termické analýzy a diferenciální termické analýzy vzorku I. a II. NaCl jsou uvedeny na obr. 7.18.



Obr. 7.18 Výsledky termické analýzy vzorků chloridu sodného NaCl I. (a) and NaCl II. (b).

Výroba vzorků byla provedena ve formě s dutinou komolého kužele, viz obr. 7.15. Výpočet objemu dutiny formy komolého kužele byl vypočítán podle obecně známého vzorce:

$$V = \frac{1}{12} \cdot \pi \cdot v \cdot (D^2 + D \cdot d + d^2). \quad (7.25)$$

#### **A) Stanovení množství chloridu sodného a hliníku pro výrobu vzorků porézni hliníkové slitiny, výroba vzorků porézni hliníkových materiálů**

Dosažením hodnot podle obr. 7.15 vpravo do rovnice (7.24) byl vypočítán objem (V), který se rovná  $5,689 \cdot 10^{-3} \text{ [m}^3\text{]}$ . Při výrobě hliníkového porézniho materiálu byl předpoklad, že 50 % objemu formy (V) bude zaplněn hliníkovou slitinou (AlSi12), a 50 % objemu formy bude zaplněn chloridem sodným (NaCl). Lze vypočítat, že objem pro slitinu je:

$$V_{SLIT} = 0.5 \cdot V = 2.987 \cdot 10^{-5} \text{ [m}^3\text{]}, \quad (7.26)$$

$$V_{NaCl} = 0.5 \cdot V = 2.987 \cdot 10^{-5} \text{ [m}^3\text{]}. \quad (7.27)$$

Pro výpočet hmotnosti  $m$  chloridu sodného byl použit známý fyzikální vztah:  
 $m = \rho \cdot V,$  (7.28)

kde značí:  $m$  – hmotnost chloridu sodného [kg];  $\rho$  – měrnou hmotnost [ $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ ];  $V$  - objem [ $\text{m}^3$ ].

V tabulce 7-18 jsou uvedeny vypočítané hodnoty objemu chloridu sodného a objemu taveniny AlSi12.

Hliníková slitina AlSi 12 byla tavena v grafitovém kelímku v tavící odporové peci „Classic“. Teplota přehřátí taveniny byla 720 až 750 °C. Před odléváním do slévárenské formy byly tavenina metalurgicky ošetřena rafinační soli, po změření teploty byla tavenina nalita do slévárenské formy.

Tabulka 7-18 Vypočítaná hodnota objemu chloridu sodného a objemu taveniny AlSi12

<i>Výpočet hmotnosti chloridu sodného</i>		
Hmotnost NaCl $m_{NaCl}$ [kg]	Objem NaCl $V_{NaCl}$ [m <sup>3</sup> ]	Měrná hmotnost NaCl $\rho_{NaCl}$ [kg·m <sup>-3</sup> ]
0.065	$2.987 \cdot 10^{-5}$	2165
<i>Výpočet hmotnosti slitiny hliníku AlSi 12</i>		
Hmotnost AlSi12 $m_{AlSi12}$ [kg]	Objem AlSi12 $V_{AlSi12}$ [m <sup>3</sup> ]	Měrná hmotnost AlSi12 $\rho_{AlSi12}$ [kg·m <sup>-3</sup> ]
0.079	$2.987 \cdot 10^{-5}$	2650

Před nalitím taveniny do dutiny formy byla forma přehřátá na pracovní teplotu a ošetřena ochranným grafitovým nástřikem (Molybkombin UMF T4 sprej). Pak do

přehřáté slévárenské formy bylo vliho odměřené množství taveniny slitiny AlSi12 a nasypáno odměřené množství chloridu sodného, viz obr. 7.19 (vlevo, uprostřed).

Pak byla forma s taveninou a chloridem sodným vložena pod hydraulický lis a lisovníkem byl chlorid sodný vtlačěn do taveniny slitiny hliníku, viz obr. 7.20 (vpravo). Pro vtlačování je důležité, aby mohl být vyvozen tlak na sůl ve formě cca 100 až 150 MPa. Současně je nutné, aby pro lisování byl dobře seřízen hydraulický lis, včetně nastavení parametru beranu, viz obr. 7.20 (vpravo). Na obr. 7.20 (vlevo) je uveden hydraulický lis a detailní pohled na jeho monitor, kde je přehled potřebných lisovacích parametrů, viz obr. 7.20 (uprostřed).



Obr. 7.19 Plnění slévárenské formy taveninou (vlevo); slévárenská forma s taveninou a nasypanou solí do dutiny formy a pohled na formu a na pracovní části hydraulického lisu (vpravo)



Obr. 7.20 Pohled na hydraulický lis a na jeho monitor s nastavením potřebných hodnot lisovacích parametrů

Na obr. 7.21 a obr. 7.22 jsou vyrobené porézní materiály s použitím obou typů částice chloridu sodného jejich lisováním do taveniny AlSi12. Lisováním chloridu sodného do taveniny slitiny hliníku vznikl dvoufázový systém. Pak následovalo vyvaření soli ze vzorků při teplotě cca 110 °C po dobu cca 60 minut. Takto vzniklé hliníkové porézní vzorky byly podrobeny analýze. Na obr. 7.22 jsou vzorky, které byly podrobeny analýze.





Obr. 7.21 Pohled na vyrobené vzorky hliníkového porézního materiálu, slitina AlSi12, perspektivní pohled, (vzorky č: 1,2,3,4,5,6, a 7)



Obr. 7.22 Půsorysný pohled na vzorky hliníkových porézních materiálů použitých k analýze a ke stanovení vybraných vlastností (vzorky č: 1,2,3,4,5,6, a 7).

Vyrobene vzorky porézních materiálů byly analyzovány, byly vypočítány fyzikální hodnoty na základě jejich materiálových charakteristik, které jsou uvedeny v tabulce 7-19.

Tabulka 7-19 Základní rozměry a objemová hmotnost vyrobených vzorků z hliníkového porézního materiálu

<i>Základní rozměry a objemová hmotnost vyrobených vzorků z hliníkového porézního materiálu</i>							
Označení Vzorku	Velikost částic NaCl [mm]	Základní rozměry vzorku			Hodnoty pro výpočet hustoty		
		Průměr D [mm]	Průměr d [mm]	Výška h [mm]	Hmotnost vzorku m [kg]	Objem vzorku V [m <sup>3</sup> ]	Hustotu vzorku ρ [kg·m <sup>-3</sup> ]
1	9	45,8	41,5	27,0	0.0380	4.012·10 <sup>-5</sup>	947
2	6	45,5	41,0	28,3	0.0410	4.159·10 <sup>-5</sup>	985
3	6	45,0	42,5	24,1	0.0360	3.622·10 <sup>-5</sup>	994
4	6	46,5	42,3	25,0	0.0385	3.870·10 <sup>-5</sup>	995
5	4	46,0	44,1	20,45	0.0354	3.258·10 <sup>-5</sup>	1086
6	4	46,5	44,1	16,20	0.0285	2.610·10 <sup>-5</sup>	1092
7	2	46,3	42,7	22,5	0.0415	3.500·10 <sup>-5</sup>	1186



## B) Vyhodnocení vlastností porézního materiálu z hliníkové slitiny AlSi12 vyrobeného lisováním NaCl do taveniny slitiny hliníku

Pro hodnocení vlastností vyrobené porézního systému hliníkové slitiny byla vypracována metodika, která již zahrnuje vztahy pro stanovení příslušných fyzikálně-materiálových charakteristik, resp. příslušných veličin. Tyto vztahy jsou (7.19) až (7.24). Vyhodnocení vyrobených hliníkových porézních materiálů se týká stanovení: hustoty porézního materiálu ( $\rho_{Al,P.}$ ), stanovení relativní objemové hmotnosti porézního materiálu ( $\rho_{REL}$ ) Stanovení hustoty diskretizované struktury porézního materiálu, Stanovení pórovitosti (porezity) materiálu (P) - je podílem rozdílu hustoty základního materiálu a porézního materiálu (porézní hliník – Al. P.), stanovení Youngova modulu pružnosti a součinitele tepelné vodivosti. Stanovené hodnoty jsou uvedeny v tabulce 7-20 až v tabulce 7-22.

Tabulka 7-20 Hodnoty porézního materiálu slitiny hliníku AlSi 12 vyráběného vtláčením NaCl do taveniny slitiny, vzorky 1,2

<i>Vlastnosti porézních vzorků: 1, 2</i>		
Označení vzorků	1	2
Střední velikost částic chloridu sodného [mm]	9	6
Hustota vzorku ze slitiny AlSi 12, (základní materiál) $\rho_{B.M. (AlSi12)}$ [kg·m <sup>-3</sup> ]	2650	2650
Objem vzorků ze slitiny AlSi 12, (základní materiál); vzorek 1: Ø 44 x 27 mm; vzorek 2: Ø 43,25 x 28,3 mm; $V_{B.M. (AlSi12)}$ [m <sup>3</sup> ]	4,103·10 <sup>-5</sup>	4,156·10 <sup>-5</sup>
Hmotnost vzorků ze slitiny AlSi 12; vzorek 1: Ø 44 x 27 mm; vzorek 2: Ø 43,25 x 28,3 mm; $m_{B.M. (AlSi12)}$ [kg]	0.109	0.110
Objem porézních vzorků ze slitiny AlSi12; $V_P (AlSi12)$ [m <sup>3</sup> ]	4.012·10 <sup>-5</sup>	4.159·10 <sup>-5</sup>
Hmotnost porézních vzorků ze slitiny AlSi 12 porous; $m_P (AlSi12)$ [kg]	0.0380	0.0410
Objemová hmotnost porézních vzorků ze slitiny AlSi12; $\rho_{Al,P. (AlSi12)}$ [kg·m <sup>-3</sup> ]	947	985
Relativní objemová hmotnost (porézní/základní) slitina AlSi 12 $\rho_{REL (AlSi12)}$ [1]	0.36	0.37
Porozita porézních vzorků ze slitiny AlSi 12; P [%]	64	63
Youngův modul pružnosti porézních vzorků ze slitiny AlSi 12; $E_P (AlSi12)$ [MPa]	956	1013
Součinitel tepelné vodivosti porézních vzorků ze slitiny AlSi 12; $\lambda_{P. (AlSi12)}$ [W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ]	27	29

**Poznámka:**  $E_{B.M. (AlSi12)}$  – Youngův modul pružnosti;  $E_{AlSi12} = 75\ 000$  [MPa];  $k = 0,1$ ;  $m=2$ ;  $a = 1,65$

Tabulka 7-21 Hodnoty porézního materiálu slitiny hliníku AlSi 12 vyráběného vtláčením NaCl do taveniny slitiny, vzorky 3,4

<i>Vlastnosti porézních vzorků: 3, 4</i>		
Označení vzorků	3	4
Střední velikost částic chloridu sodného [mm]	6	6
Hustota vzorku ze slitiny AlSi 12 (základní materiál); $\rho_{B.M. (AlSi12)}$ [kg·m <sup>-3</sup> ]	2650	2650
Objem vzorků ze slitiny AlSi 12, (základní materiál); vzorek 3: Ø 43,75 x 24,1 mm; vzorek 4: Ø 44,4 x 25,1 mm; $V_{B.M. (AlSi12)}$ [m <sup>3</sup> ]	3,621·10 <sup>-5</sup>	3,884·10 <sup>-5</sup>
Hmotnost vzorků ze slitiny AlSi 12; vzorek 3: Ø 43,75 x 24,1mm; vzorek 4: Ø 44,4 x 25,1 mm; $m_{B.M. (AlSi12)}$ [kg]	0,0956	0,103
Objem porézních vzorků ze slitiny AlSi12; $V_P (AlSi12)$ [m <sup>3</sup> ]	3,622·10 <sup>-5</sup>	3,870·10 <sup>-5</sup>
Hmotnost porézních vzorků ze slitiny AlSi 12 porous; $m_P (AlSi12)$ [kg]	0,0360	0,0385
Objemová hmotnost porézních vzorků ze slitiny AlSi12; $\rho_{Al,P. (AlSi12)}$ [kg·m <sup>-3</sup> ]	994	995
Relativní objemová hmotnost (porézní/základní) slitina AlSi 12 $\rho_{REL (AlSi12)}$ [1]	0,38	0,38
Porozita porézních vzorků ze slitiny AlSi 12; P [%]	62	62
Youngův modul pružnosti porézních vzorků ze slitiny AlSi 12; $E_P (AlSi12)$ [MPa]	1055	1060
Součinitel tepelné vodivosti porézních vzorků ze slitiny AlSi 12; $\lambda_{P. (AlSi12)}$	30	30

[W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ]		
---------------------------------------	--	--

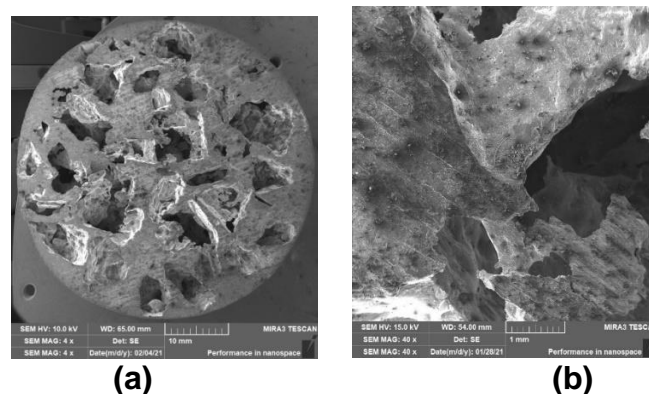
**Poznámka:**  $E_{B.M. (AlSi12)}$  – Youngův modul pružnosti;  $E_{AlSi12} = 75\,000$  [MPa];  $k = 0,1$ ;  $m=2$ ;  $a = 1,65$

Tabulka 7-22 Hodnoty porézního materiálu slitiny hliníku AlSi 12 vyráběného vtlačáním NaCl do taveniny slitiny, vzorky 5, 6 a 7

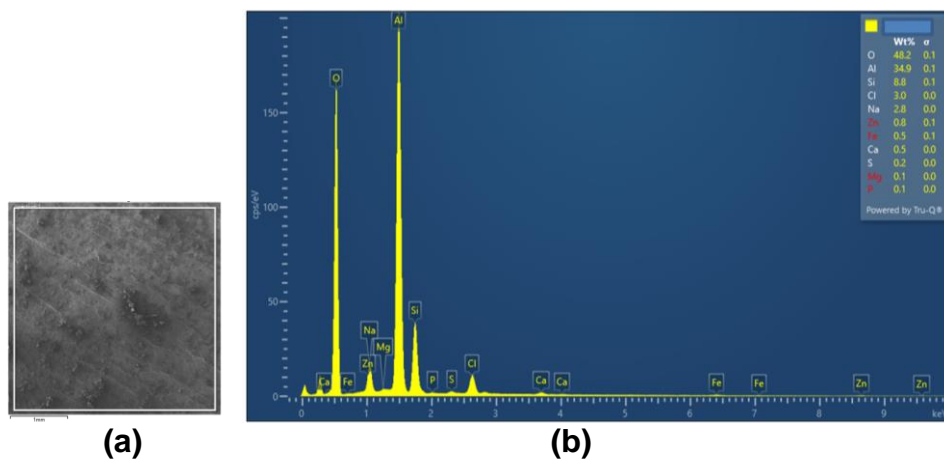
<i>Vlastnosti porézních vzorků: 5, 6 a 7</i>			
Označení vzorků	5	6	7
Střední velikost částic chloridu sodného [mm]	4	4	2
Hustota vzorku ze slitiny AlSi 12 (základní materiál); $\rho_{B.M. (AlSi12)}$ [kg·m <sup>-3</sup> ]	2650	2650	2650
Objem vzorků ze slitiny AlSi 12 (základní materiál); vzorek 5: $\varnothing 45,05 \times 22,45$ mm; vzorek 6: $\varnothing 45,30 \times 16,20$ mm; vzorek 7 $\varnothing 44,50 \times 22,5$ mm; $V_{B.M. (AlSi12)}$ [m <sup>3</sup> ]	$3.258 \cdot 10^{-5}$	$2.610 \cdot 10^{-5}$	$3.500 \cdot 10^{-5}$
Hmotnost vzorků ze slitiny AlSi 12; vzorek 5: $\varnothing 45,05 \times 22,45$ mm; vzorek 6: $\varnothing 45,30 \times 16,20,3$ mm; vzorek 7: $44,50 \times 22,5$ mm; $m_{B.M. (AlSi12)}$ [kg]	0.0863	0.0691	0.0928
Objem porézních vzorků ze slitiny AlSi12; $V_P (AlSi12)$ [m <sup>3</sup> ]	$3.258 \cdot 10^{-5}$	$2.610 \cdot 10^{-5}$	$3.500 \cdot 10^{-5}$
Hmotnost porézních vzorků ze slitiny AlSi 12 porous; $m_P (AlSi12)$ [kg]	0.0354	0.0285	0.0415
Objemová hmotnost porézních vzorků ze slitiny AlSi12; $\rho_{Al.P. (AlSi12)}$ [kg·m <sup>-3</sup> ]	1086	1092	1186
Relativní objemová hmotnost (porézní/základní) slitina AlSi 12 $\rho_{REL} (AlSi12)$ [1]	0.41	0.41	0.45
Porozita porézních vzorků ze slitiny AlSi 12; P [%]	59	59	55
Youngův modul pružnosti porézních vzorků ze slitiny AlSi 12; $E_P (AlSi12)$ [MPa]	1260	1274	1502
Součinitel tepelné vodivosti porézních vzorků ze slitiny AlSi 12; $\lambda_{P. (AlSi12)}$ [W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ]	34	35	40

**Poznámka:**  $E_{B.M. (AlSi12)}$  – Youngův modul pružnosti;  $E_{AlSi12} = 75\,000$  [MPa];  $k = 0,1$ ;  $m=2$ ;  $a = 1,65$

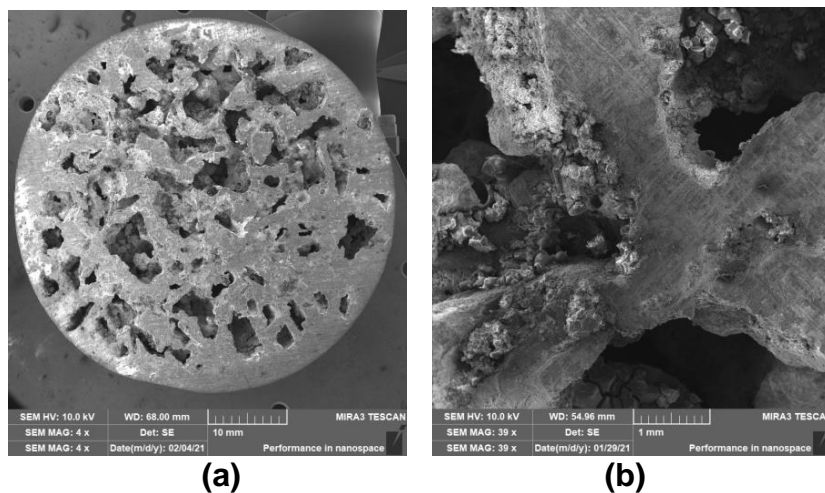
Porézní struktura vyrobených vzorků byla sledována na elektronovém skenovacím mikroskopu (Vega 3 Tescan, SEM HV 20.0 kV). Na tomto mikroskopu bylo sledováno propojení otevřených buněk ve struktuře jednotlivých porézních vzorků vyrobených ze slitiny AlSi12. Dále byla provedena i EDX analýza, bylo vyhodnoceno chemické složení použité slitiny AlSi12 ve zvoleném místě vzorku. V následující části jsou uvedeny struktury jednotlivých vzorků z elektronového mikroskopu, avšak bez vzorku č. 2 (byl použit pro zkoušku v tlaku), jsou na obrázcích 7.23, obr. 7.25, obr. 7.27, obr. 7.29, obr. 7.31 a obr. 7.33. EDX analýzy jednotlivých vzorků jsou na obr. 7.24, obr. 7.26, obr. 7.28, obr. 7.30, obr. 7.32 a obr. 7.34.



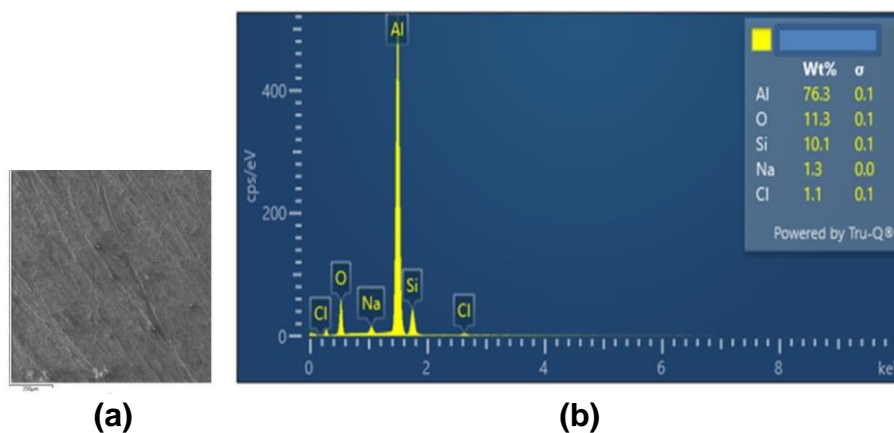
Obr. 7.23 Pohled na strukturu porézního materiálu ze slitiny AlSi12 (a), detail materiálu (b); skenovací elektronový mikroskop (Vega 3 Tescan, SEM HV 20,0 kV), vzorek č. 1.



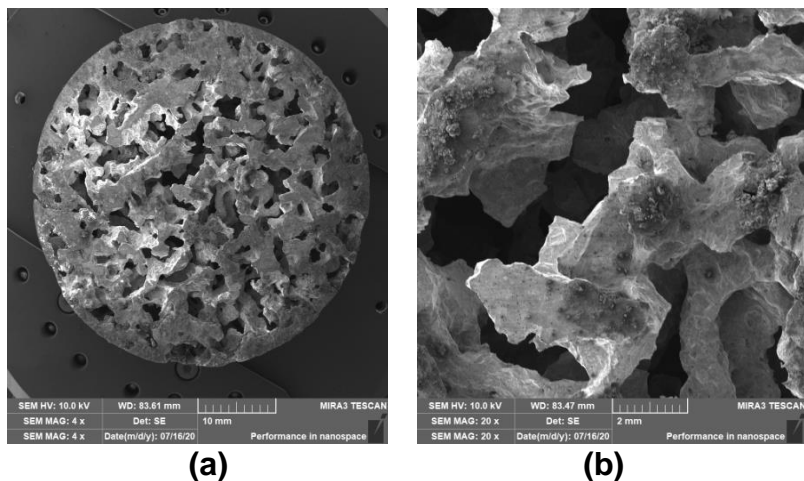
Obr. 7.24 EDX analýza a její vyhodnocení s ohledem na lokální chemické složení (a), chemické složení použité slitiny AlSi12 (b); vzorek č. 1



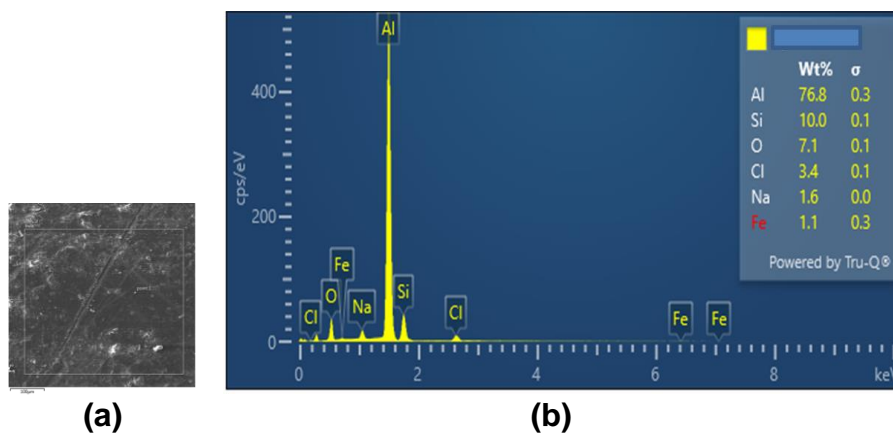
Obr. 7.25 Pohled na strukturu porézního materiálu ze slitiny AlSi12 (a), detail materiálu (b); skenovací elektronový mikroskop (Vega 3 Tescan, SEM HV 20,0 kV), vzorek č. 3 .



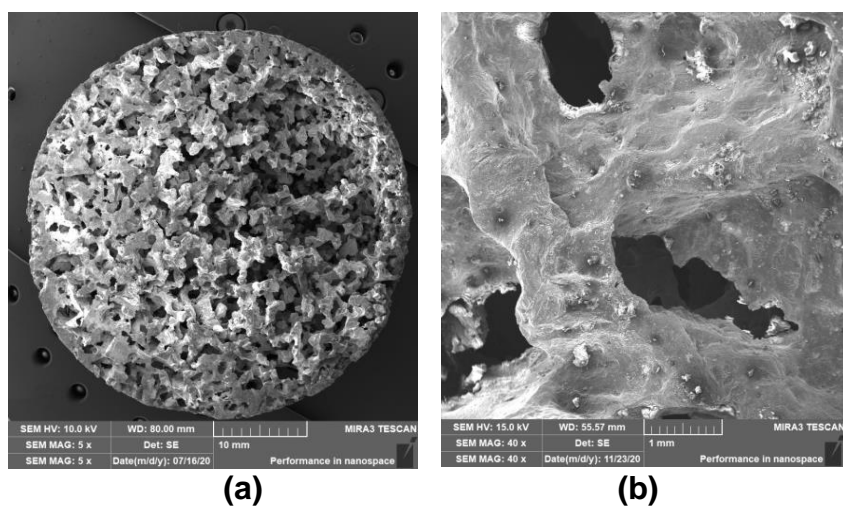
Obr. 7.26 EDX analýza a její vyhodnocení s ohledem na lokální chemické složení (a), chemické složení použité slitiny AlSi12 (b); vzorek č. 3



Obr. 7.27 Pohled na strukturu porézního materiálu ze slitiny AlSi12 (a), detail materiálu (b); skenovací elektronový mikroskop (Vega 3 Tescan, SEM HV 20,0 kV), vzorek č. 4

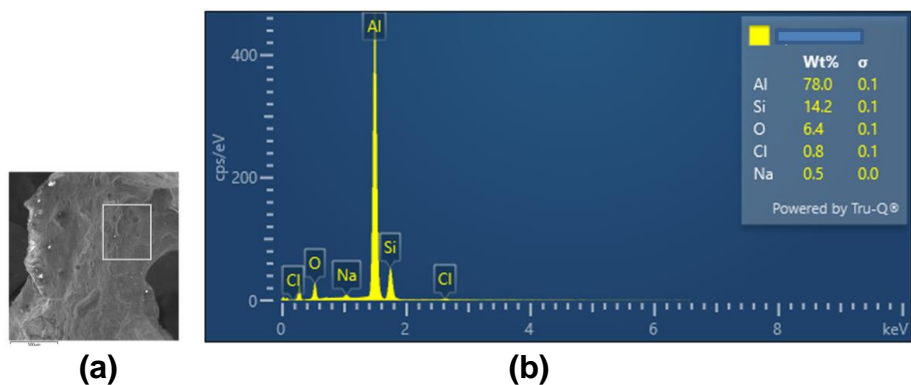


Obr. 7.28 EDX analýza a její vyhodnocení s ohledem na lokální chemické složení (a), chemické složení použité slitiny AlSi12 (b); vzorek č. 4

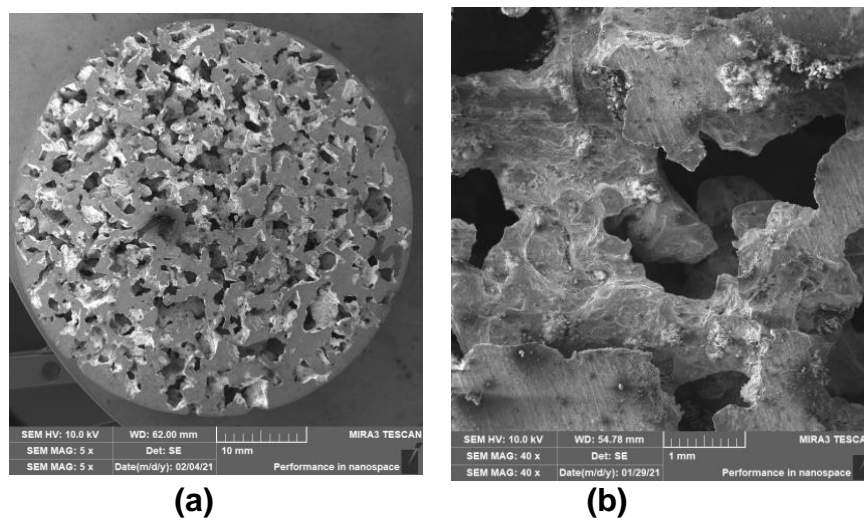


Obr. 7.29 Pohled na strukturu porézního materiálu ze slitiny AlSi12 (a), detail materiálu (b); skenovací elektronový mikroskop (Vega 3 Tescan, SEM HV 20,0 kV), vzorek č. 5

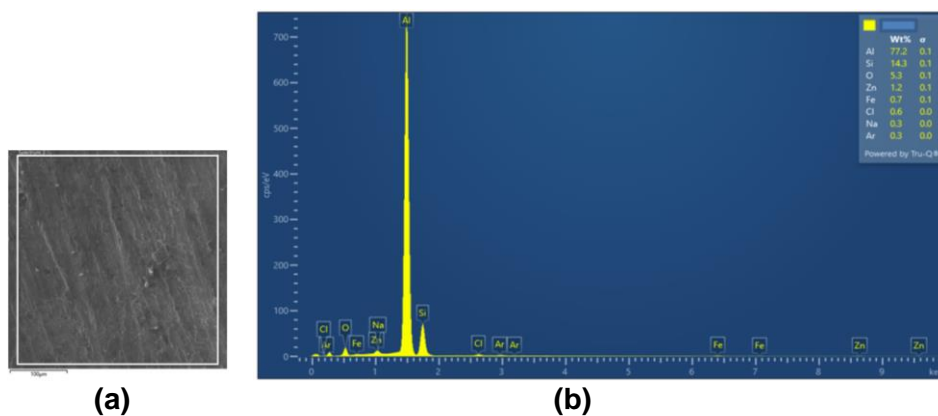




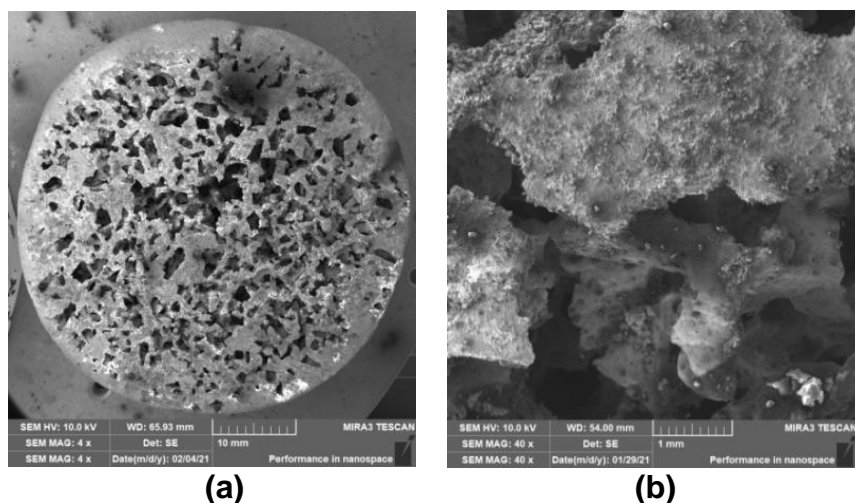
Obr. 7.30 EDX analýza a její vyhodnocení s ohledem na lokální chemické složení (a), chemické složení použité slitiny AlSi12 (b); vzorek č. 5



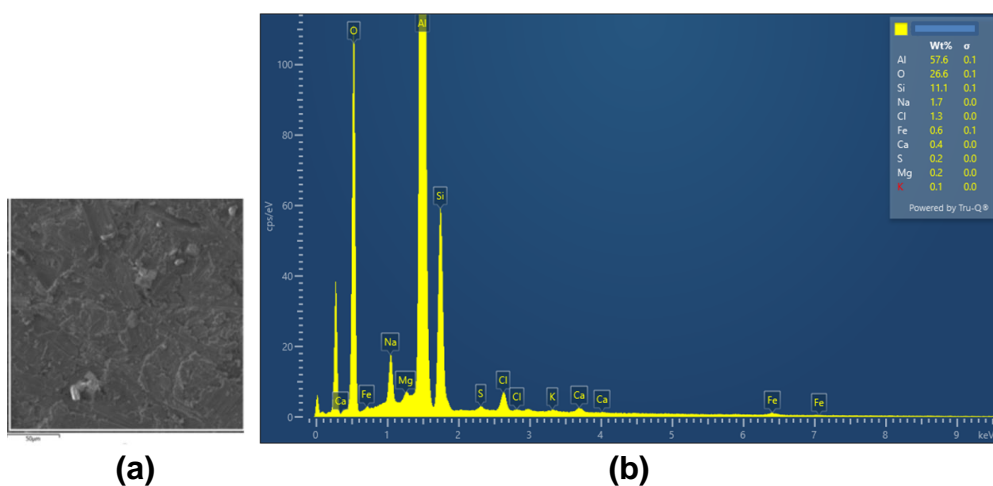
Obr. 7.31 Pohled na strukturu porézního materiálu ze slitiny AlSi12 (a), detail materiálu (b); skenovací elektronový mikroskop (Vega 3 Tescan, SEM HV 20,0 kV), vzorek č. 6



Obr. 7.32 EDX analýza a její vyhodnocení s ohledem na lokální chemické složení (a), chemické složení použité slitiny AlSi12 (b); vzorek č. 6

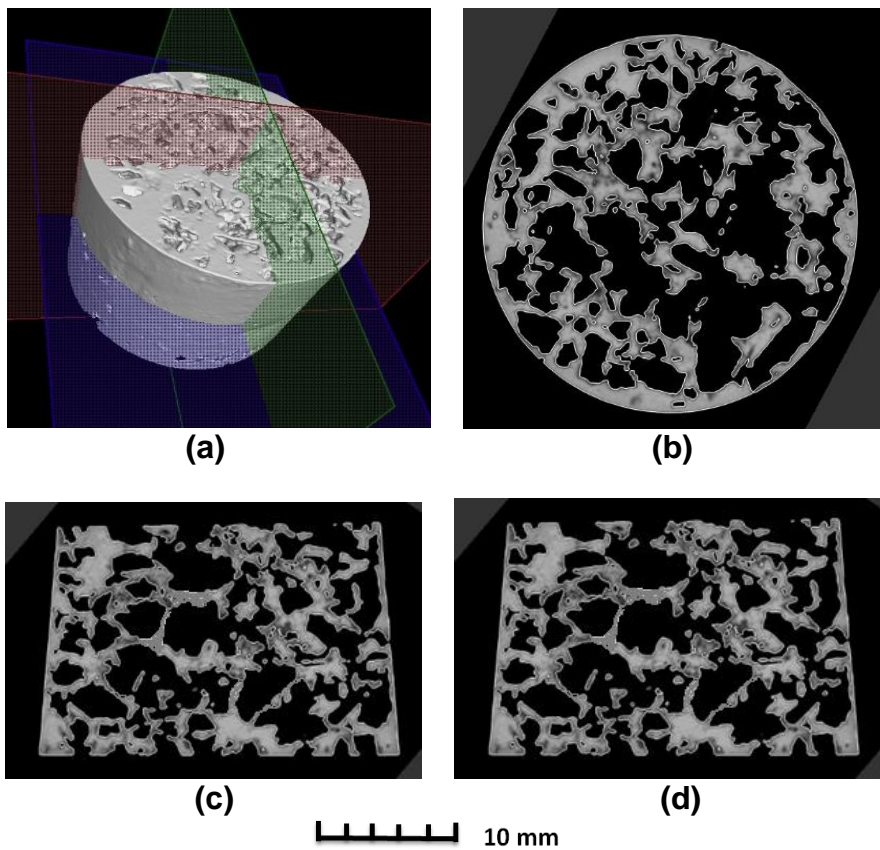


Obr. 7.33 Pohled na strukturu porézního materiálu ze slitiny AlSi12 (a), detail materiálu (b); skenovací elektronový mikroskop (Vega 3 Tescan, SEM HV 20,0 kV), vzorek č. 7

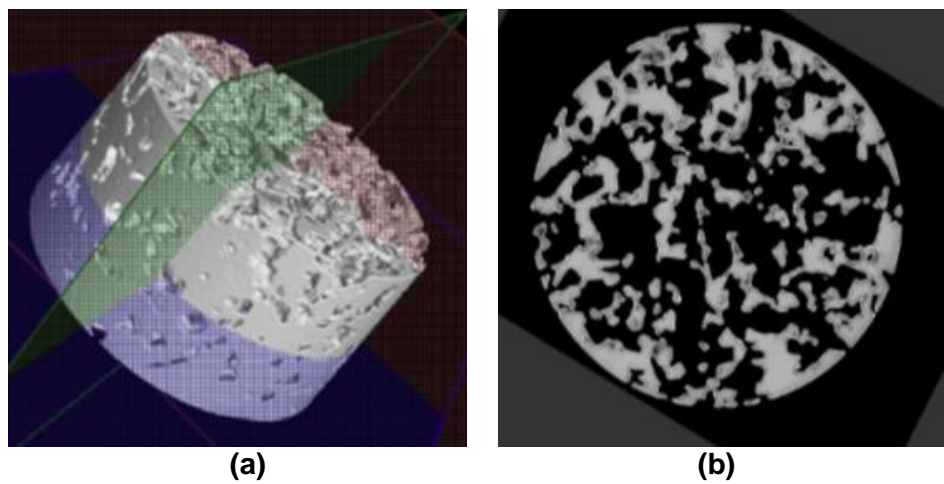


Obr. 7.34 EDX analýza a její vyhodnocení s ohledem na lokální chemické složení (a), chemické složení použité slitiny AlSi12 (b); vzorek č. 7

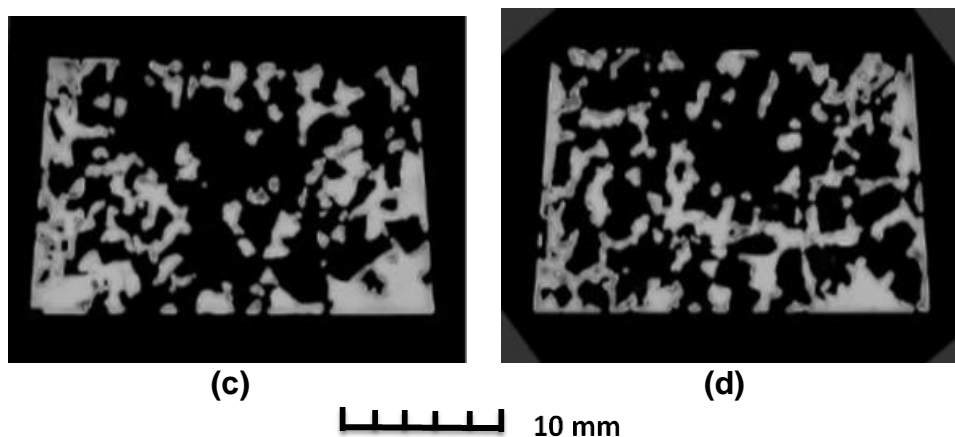
Pórovitost vyrobených vzorků ze slitiny AlSi12 byla také sledována pomocí průmyslového počítačového tomografu METROTOM 1500 CT ZEISS (model, 1500 firmy ZEISS, Oberkochen, Německo). Sledované struktury jsou na obr. 7.35, obr. 7.36 a obr. 7.37. Sledovaná pórovitost dobře souvisí s velikostí částic chloridu sodného použitého k jejich výrobě. Současně je na výše uvedených obrázcích patrné propojení jednotlivých buněk.



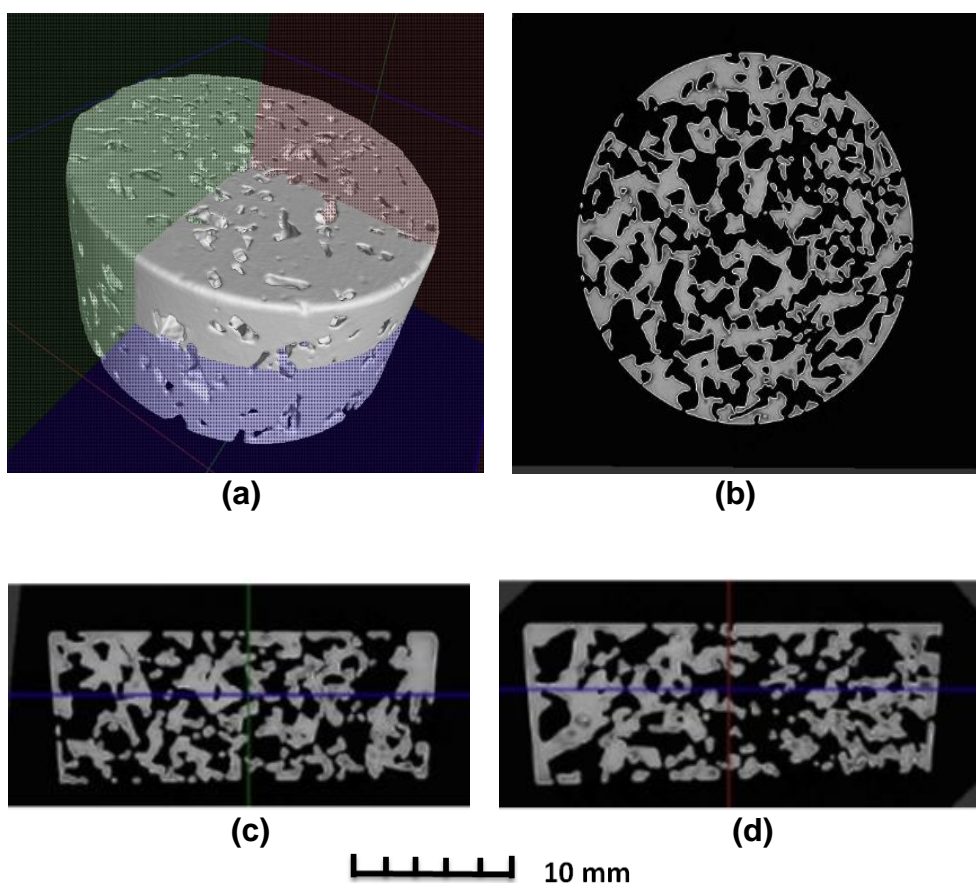
Obr. 7.35 Ukázka pórovitosti ve vybraných rovinách hliníkového porézního materiálu, AISi12 vzorku č. 4, vyhodnoceného na průmyslovém výpočetním tomografu METROTOM 1500 CT ZEISS: roviny řezu porézním vzorkem (a); řez rovinou - fialová barva (b); řez rovinou - červená barva (c); řez rovinou - zelená barva (d).







Obr. 7.36 Ukázka pórovitosti ve vybraných rovinách hliníkového porézního materiálu, AlSi12 vzorku č. 5, vyhodnoceného na průmyslovém výpočetním tomografu METROTOM 1500 CT ZEISS: roviny řezu porézním vzorkem (a); řez rovinou - fialová barva (b); řez rovinou - červená barva (c); řez rovinou - zelená barva (d).



Obr. 7.37 Ukázka pórovitosti ve vybraných rovinách hliníkového porézního materiálu, AlSi12 vzorku č. 6, vyhodnoceného na průmyslovém výpočetním tomografu METROTOM 1500 CT ZEISS: roviny řezu porézním vzorkem (a); řez rovinou - fialová barva (b); řez rovinou - červená barva (c); řez rovinou - zelená barva (d).

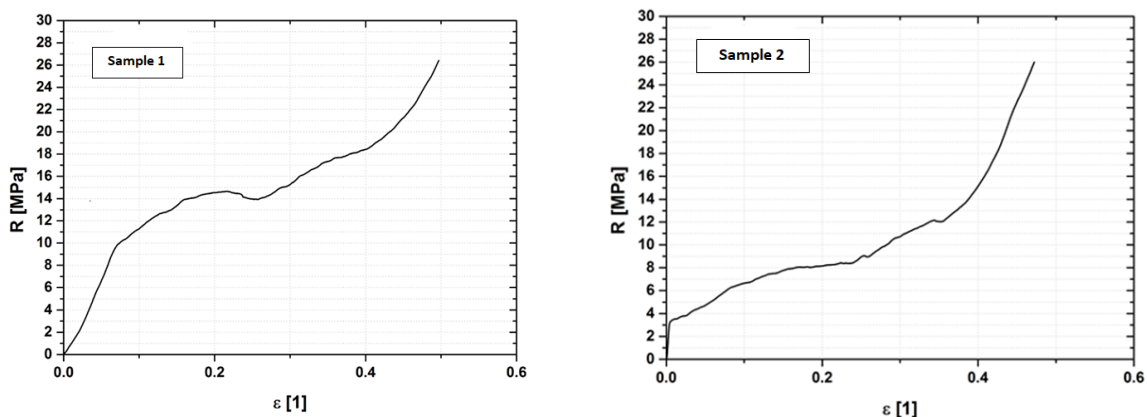
### C) Sledování mechanických vlastností vybraných porézních hliníkových materiálů ze slitiny AlSi12

Pevnosti v tlaku vyrobených vzorků byla sledována na trhacím stroji TIRA Test, viz obr. 7.38, na tomto obrázku jsou také dva vzorky z hliníkového porézního materiálu AlSi12 po zkoušce v tlaku (velikost částic chloridu sodného 5 až 7 mm a 8 až 10 mm).



Obr. 7.38 Měření pevnosti vzorků na zařízení TIRA Test a vzorky po zkoušce v tlaku

V rámci sledování porozity vzorků byl sledován i vliv velikost dutin na pevnost materiálu v tlaku. Získané hodnoty pevnosti v tlaku jsou uvedeny na obr. 7.39..



Vzorek 1 (sample 1) - Youngův modul pružnosti,  $E_{P(AISi\ 12)-1} = 160\text{ MPa}$ ;  
Vzorek 2 (sample 2) - Youngův modul pružnosti,  $E_{P(AISi\ 12)-2} = 1027\text{ MPa}$ ;

Obr. 7.39 Pevnosti v tlaku hliníkových porézních materiálů ze slitiny AlSi12

Porézní hliníkové materiály se nejčastěji vyrábí infiltrací taveniny mezi částice chloridu sodného nebo jiných vhodných materiálů. K tomuto účelu musí být speciálně konstruovaná tavící pec s otíráním v horní části, dále musí být slévárenská forma, která je konstruovaná pro zavedení argonu a pro napojení formy na vývěvu. Na našem pracovišti jsme vypracovali metodiku výroby porézních hliníkových materiálů lisováním částic chloridu sodného do taveniny slitiny hliníku, tak jak je v tomto příspěvku publikováno. Získané výsledky potvrdily, že pro lisování částic chloridu sodného do taveniny hliníkové slitiny musí být k dispozici hydraulický lis s možností vytvoření tlaku 100 až 150 MPa. Současně je nutná metalurgická forma, jejíž dutina slouží pro výrobu zkušebních vzorků vyráběných hliníkových materiálů. Tato forma musí být při výrobě

vzorků dobře tepelně připravena a metalurgicky ošetřena včetně použití správného separačního prostředku (např. na bázi grafitu).

Získané výsledky vyrobených vzorků potvrdily, že tímto způsobem lze vyrobit porézní hliníkové materiály jednoduchých geometrických tvarů. Při výrobě jsme se zaměřili na použití 50 % objemu chloridu sodného a 50 % objemu slitiny hliníku AlSi 12. S možností aplikace velikosti částic chloridu sodného 8 až 10 mm; 5 až 7 mm; 3 až 5 mm a 1 až 3 mm. Současně byly získány vzorky porézního hliníkového materiálu ze slitiny s porezitou od 55 do 64 % a s hustotou od cca 950 do 1190 kg·m<sup>-3</sup>.

Při experimentech se ukázalo, že je nutné zabezpečit homogenní rozložení částic chloridu sodného, tak aby porezita (poróznost) vyrobeného materiálu byla rovnoměrná po celém jeho objemu. Výsledky ukázaly, že použití velkých částic (8 až 10 mm) chloridu sodného není pro výrobu vzorků malých rozměrů vhodná, že nakupením zrn se často bortí stěny mezi dutinami materiálu, což vede i k jeho nízké hodnotě Youngova modulu pružnosti, viz vzorek 1, jak potvrdila vypočítaná hodnota ze závislosti napětí – deformace, která je cca 160 MPa. Při využití částic chloridu sodného o velikosti 5 až 7 mm, viz vzorek 2, byla vypočítána hodnota Youngova modulu pružnosti z křivky napětí – deformace hodnota, která je 1027 MPa. Hodnota Youngova modulu pružnosti vypočítaná dle vztahu (7.23) je 1013 MPa. Jak je patrné z obr. 7.39 křivka napětí – deformace porézního hliníkového materiálu odpovídá křivce měkké oceli.

Křivka se skládá ze tří oblastí. První oblast je křivka strmého napětí. Stěny kolem dutin jsou dost pevné a přispívají k malé deformaci. Jak je výrazně patrné z obr. 7.39, vpravo. Ve druhé oblasti je křivka napětí – deformace pozvolnější, méně strmá s velkou deformací. K této deformaci již přispívá nižší pevnost stěn kolem dutin.

S rostoucím napětím dochází postupně k deformaci stěn buněk, stěny se hroutí a postupně porézní materiál se začíná zhutňovat (shromažďovat). Ve třetí oblasti dochází k deformaci již kompaktního materiálu, proto napětí stoupá strměji až dojde k porušení jeho celistvosti.

*Výsledky vzorků získaných na základě prováděných experimentů byly publikovány: NOVÁ, I. FRAŇA, K. SOLFRONK, P. and D. KOREČEK. Monitoring the Influence of Sodium chloride Particle Size on the Physical, Mechanical Properties and Structure of Samples of Porous Aluminium Materials. Manufacturing Technology. 2021, Vol. 21, No. 1. pp. 109-116. ISBN 1213-2489, Scopus.*

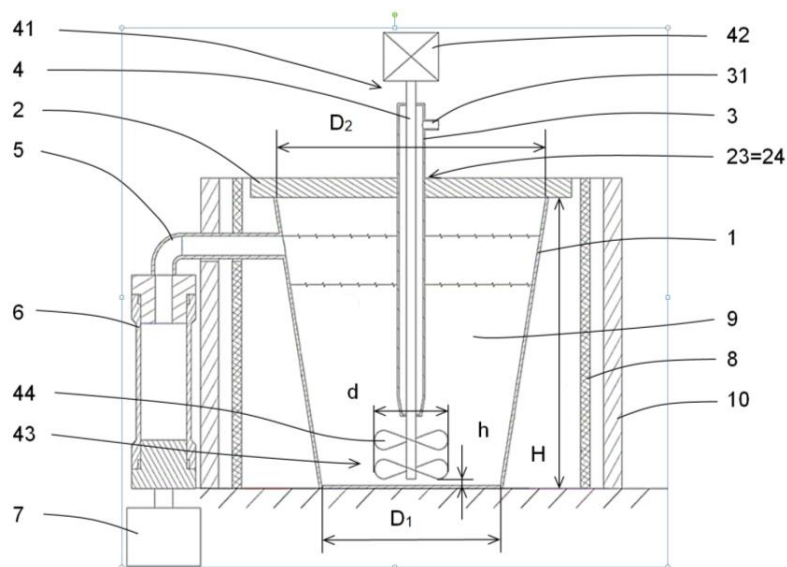
*NOVÁ, I. FRAŇA, K. and T. LIPINSKI. Monitoring of the Interaction of Aluminum Alloy and Sodium Chloride as the Basis for Ecological production of Expanded Aluminium. Physic of metal and Metallography, 2021. Physic of metal and Metallography, 2021. Vol. 122, No 13, pp. 1288-1300. Pleiades Publishing, Ldi., 2021. ISSN 0031-918X.*

*NOVÁ, I. FRAŇA, K. SOLFRONK, P. SOBOTKA, J. KOREČEK. D. and M. ŠVEC. Characteristic of Porous Aluminium Materials produced by Pressing Sodium Chloride into Their Melts. Materials. 2021, 14, 4809, <https://doi.org/10.3390/ma14174809>.*

*NOVÁ, I. JELÍNEK, M. SOLFRONK, P. and D. KOREČEK. Production of Non-compacted, Lightweight Zinc-Tin Alloy Materials for Possible Storage of Liquid Hydrogen. Manufacturing Technology. 2024, Vol. 24, Iss. 1. ISBN 2787-9402 (online).*

### 7.3 Realizace translačního magnetického pole pro výrobu hliníkových celulárních materiálů [1], [2]

V rámci řešení projektu „HYHI“ byl proveden návrh specifického zařízení pro výrobu celulárních hliníkových materiálů, resp. kovových pěn, viz obr. 7.40. Kovová pěna je specifický materiál, jehož základ tvoří kov (nejčastěji hliník nebo jeho slitina) a jehož struktura je vylehčená vzduchovými bublinami. Obvyklá pórovitost dosahuje 75 až 90 objemových %. I přes tuto poměrně velkou pórovitost si však tento materiál zachovává mechanické vlastnosti výchozího kovu a dosahuje vysokého poměru pevnosti k hmotnosti; současně se vyznačuje dobrými tepelně izolačními vlastnostmi, schopností tlumit zvuk i nárazy a odstínit některé druhy ionizujícího záření (rentgenové záření, gama záření a neutronové záření). Použití tohoto materiálu umožňuje bez snížení pevnosti a odolnosti snížit hmotnost různých součástí a celých konstrukcí. Díky tomu je kovová pěna velmi dobře využitelná v řadě různých oborů – ve stavebnictví (např. jako izolační stavební materiál), dopravě (snížení hmotnosti dopravních prostředků, zejména plavidel), vojenském průmyslu (výroba lehkých, a přitom účinných pancířů), zdravotnictví (výroba lehkých protéz), kosmickém průmyslu apod.



Obr. 7.40 Schéma zařízení pro výrobu hliníkové pěny přímým napěňováním taveniny z externího zdroje

Zařízení pro výrobu kovové pěny, viz obr. 7.40, podle vynálezu obsahuje napěňovací nádobu **1**, která je uzavíratelná víkem **2**. Napěňovací nádobu **1** a všechny její součásti jsou vytvořeny z vhodného žáruvzdorného materiálu, jako např. oceli 1.4841 (AISI314, ČSN 17 252), oceli 1.4845 (AISI 310, ČSN 17 252), křemenu apod. Ve víku **2** napěňovací nádoby **1** je vytvořen průchod **23** pro přívodní trubici **3** tlakového plynu opatřenou mimo napěňovací nádobu **1** vstupem **31** tlakového plynu pro připojení neznázorněného zdroje tlakového plynu, a průchod **24** pro hřídel **4**

míchadla **41**, který je spojený s pohonem **42** uspořádaným mimo napěňovací nádobu **1**. Ve variantě provedení znázorněné na obr. 1 je hřídel **4** míchadla **41** uložená částí své délky v přívodní trubici **3** tlakového plynu, takže je ve víku **2** napěňovací nádoby **1** vytvořený pouze jeden průchod **23=24**.

Míchadlo **41** je ve výhodné variantě provedení opatřeno dvěma nad sebou uspořádanými oběžnými koly **43**, z nichž každé obsahuje čtyři rovnoměrně uspořádané oběžné lopatky **44** vytvořené ze žáruvzdorné oceli. V nejvýhodnější variantě provedení mají tyto oběžné lopatky **44** sklon vůči podélné ose hřídele míchadla **41** 30 až 45°, a míchadlo **41** je v napěňovací nádobě **1** uspořádáno tak, že výška  $h$  spodní hrany oběžných lopatek **44** jeho spodního oběžného kola **43** nad dnem napěňovací nádoby **1** je rovná  $1/3$  až  $3/4$  průměru  $d$  těchto lopatek **44**.

V dalších variantách provedení je však možné použít míchadlo **41** libovolné jiné konstrukce nebo typu – míchadlo **41** může např. obsahovat jiné uspořádání a/nebo jiný počet oběžných kol **43** a/nebo lopatek **44**, případně může obsahovat tzv. turbínové lopatky – tj. lopatky, jejichž plocha je uspořádaná rovnoběžně nebo téměř rovnoběžně s podélnou osou hřídele míchadla **41**, atd.

Po obvodu napěňovací nádoby **1**, s výhodou na vnější straně tepelné izolace **8**, je uspořádána elektromagnetická cívka **10** opatřená neznázorněnými prostředky k připojení k neznázorněnému zdroji elektrického proudu. Tato elektromagnetická cívka **10** je s výhodou uspořádána po celé výšce napěňovací nádoby **1**. Elektromagnetická cívka **10** je určena pro vytvoření posuvného magnetického pole se sinusovým průběhem.

FRAŇA, K. NOVÁ, I. KOREČEK, D. SVOBODA, M. Způsob a zařízení pro přípravu kovové pěny. *ČR-Úřad průmyslového vlastnictví*. Patent č. 309098. 26.01. 2022 (Věstník č. 4/2022).

### 7.3.1 Translační magnetické pole

Ve výše uvedené zařízení bude realizováno translační magnetické pole. Magnetické pole působí na elektricky vodivou taveninu a indukuje v ní proud  $j$ . V důsledku vzniku elektrického proudu a vlivem magnetického pole vzniká v tavenině síla  $f = j \times B$ . Tato síla, která vzniká v tavenině účinkem magnetického pole se nazývá Lorentzova síla a zpravidla se označuje  $f_L$ . Tato síla vyvolá nerovnováhu v tavenině. V důsledku toho vzniká v tavenině rozdíl tlaku (grad tlaku), který dále dle tvaru nádoby (výšky  $H$  a poloměru  $R$ ) vede ke vzniku pohybu taveniny. Tento pohyb taveniny v nádobě bude ovlivňovat chování bubliny v tavenině. Na bublinu plynu působí síly:

- c) vztlková síla  $F_{VZ}$ ;
- d) odporová síla  $F_{OD}$
- e) Lorentsova síla taveniny  $f_L$

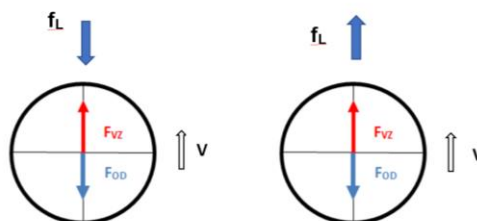
Dle charakteru působení translačního magnetického pole:

$$\text{Vektorově: } F_{VZ} - F_{OD} - f_L = 0, \quad (7.29)$$

$$F_{VZ} + f_L - F_{OD} = 0. \quad (7.30)$$



Translační magnetické pole může ve válcové nádobě (výšky H a poloměru R) může působit buď směrem nahoru při stěně nádoby a směrem dolů ve střední partii napěňovací nádoby. Pak Lorentzova síla na bublinu působí směrem dolů, viz obr. 7.41, vlevo. Nebo translační pole může působit při stěně nádoby směrem dolů a ve střední partii napěňovací nádoby směrem nahoru, viz obr. 7.41, vpravo.



Obr. 7.41 Schéma působení vztlakové, odporové a Lorentzovy síly na bublinu plynu v tavenině

Vztlaková síla se vypočítá:

$$F_{VZ} = V_B \cdot \rho_K \cdot g, \quad (7.31)$$

Odporová síla se vypočítá:

$$F_{OD} = 4 \cdot \pi \cdot R \cdot \eta \cdot v, \quad (7.32)$$

kde značí: R – poloměr bubliny plynu [m];  $\eta$  - dynamickou viskozitu [Pa·s; kg·s<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>]; v – rychlost vyplouvání plynové bubliny [m·s<sup>-1</sup>]; V<sub>B</sub> – objem vzduchové bubliny [m<sup>3</sup>], za předpokladu, že vzduchová bublina je tvaru koule pak V<sub>B</sub> = 4/3·π·R<sup>3</sup>; ρ<sub>K</sub> – hustotu naplyňované taveniny [kg·m<sup>-3</sup>]; g – gravitační zrychlení [m·s<sup>-2</sup>]; ν - kinematickou viskozitu taveniny [m<sup>2</sup>·s<sup>-1</sup>], ν = η/ρ.

Lorentzova síla se vypočítá:

$$f_L = \frac{1}{8} \cdot B_0^2 \sigma \cdot \omega \cdot a_m \cdot R^2 \cdot e_z, \quad (7.33)$$

kde značí: σ - součinitel měrné elektrické vodivosti taveniny [m·Ω<sup>-1</sup>], [S·m<sup>-1</sup>]; ω - úhlovou frekvenci [s<sup>-1</sup>], ω = 2·π·f, f = 50; B<sub>0</sub> – indukci magnetického pole (bez vlivu fluktuační) [T], [kg·A<sup>-1</sup>·s<sup>-2</sup>]; a<sub>m</sub> – vlnové číslo translačního magnetického pole [m<sup>-1</sup>], a<sub>m</sub> ≈ 1, R - poloměr nádoby, kde působí translační magnetické pole [m] e<sub>z</sub> - jednotkový vektor cylindrických souřadnic.

**Odvození rychlosti vyplouvání vzduchové bubliny v tavenině za podmínek**

**A)** F<sub>VZ</sub> - F<sub>OD</sub> = 0 (nepůsobí translační magnetické pole);

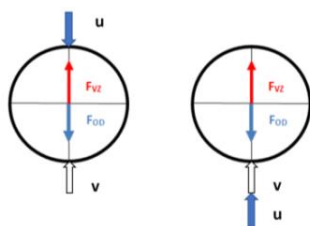
$$V_B \cdot \rho_K \cdot g = 4 \cdot \pi \cdot R \cdot \eta \cdot v, \quad (7.34)$$

$$v = \frac{1}{3} \cdot \frac{R^2 \cdot g}{\nu} \quad (7.35)$$

**B)** Na bublinu mimo vztlakové síly a odporové síly na bublinu působí translační magnetické pole:

$F_{VZ} + F_{OD} = 0$  (na taveninu působí translační magnetické pole, v tavenině se ustavuje rychlost  $u$ , která působí proti rychlosti vyplouvání  $v$ ).

To je v případě, když translační magnetické pole způsobuje pohyb taveniny při stěně napěňovací nádoby směrem nahoru. Tento pohyb přispívá k pozitivnímu vlivu na vývoj plynové bubliny při napěňování. Na obr. 7.30 je schéma rychlostí působících na plynovou bublinu v tavenině při působení translačního magnetického pole.



Obr. 7.42 Schéma rychlostí působících na plynovou bublinu v tavenině

Pro technickou aplikaci translačního magnetického pole je rozhodující hodnota kritériálního čísla  $F$  translačního magnetického pole.

Při malých hodnotách kritériálního čísla  $F$  translačního magnetického pole ( $F = 1 \cdot 10^2$  až  $5 \cdot 10^2$ ) je magneticky generované proudění taveniny v kelínku osově symetrické a nevznikají žádné oscilace v rychlostním poli taveniny. Této skutečnosti lze s výhodou použít při napěňování taveniny (ve válcové nádobě výšky  $H$  a poloměru  $R$ ) za cílem dobré homogenizace keramických částic nutných pro zvýšení viskozity taveniny. Současně také takto vytvořené rychlostní pole ovlivňuje a pozitivně generuje a zjemňuje velikost plynových bublin při jejich výstupu k hladině taveniny a také homogenizuje teplotu taveniny.

Rychlost proudění taveniny závisí na intenzitě magnetické indukce translačního magnetického pole, resp. na kritériálním čísle  $F$  translačního magnetického pole:

$$F = \frac{\sigma \cdot \omega \cdot B_0^2 \cdot a_m \cdot R^5}{4 \cdot \rho \cdot \nu^2}, \quad (7.36)$$

kde značí:  $\sigma$  – součinitel měrné elektrické vodivosti taveniny [ $m \cdot \Omega^{-1}$ ], [ $S \cdot m^{-1}$ ];  $\omega$  – úhlovou frekvenci [ $s^{-1}$ ],  $\omega = 2 \cdot \pi \cdot f$ ,  $f = 50$ ;  $B_0$  – indukci magnetického pole (bez vlivu fluktuační) [T], [ $kg \cdot A^{-1} \cdot s^{-2}$ ];  $a_m$  – vlnové číslo translačního magnetického pole [ $m^{-1}$ ],  $a_m \approx 1$ ,  $R$  – poloměr nádoby, kde působí translační magnetické pole [m];  $\rho$  – hustotu taveniny ve které působí translační magnetické pole [ $kg \cdot m^{-3}$ ],  $\nu$  – kinetickou viskozitu taveniny ve které působí translační magnetické pole [ $m^2 \cdot s^{-1}$ ],  $\nu = \eta / \rho$ .



Pro vyvození translačního magnetického pole je současně důležitá hodnota kritériálního čísla translačního magnetického pole  $F$ .

Pro intenzivní rychlost taveniny uprostřed nádoby (výšky  $H$  a poloměru  $R$ ) je nutná nízká hodnota kritériálního čísla magnetického pole  $F = 1 \cdot 10^2$  až  $5 \cdot 10^2$ . Naopak vyšší hodnota čísla  $F$  způsobuje intenzivní pohyb taveniny pouze v dolní části nádoby. Pro zařízení na obr. 7.40 bylo zkonstruováno translační magnetické pole o hodnotě magnetické indukce max. 6 mT. Výpočet kritériálního čísla  $F$  lze provést na základě rovnice (7.36).

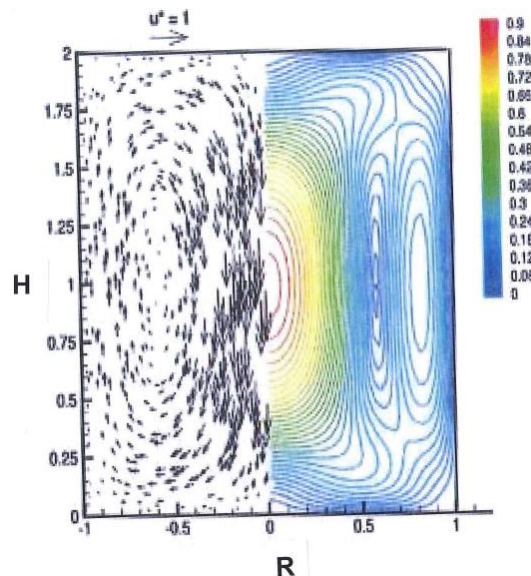
$$F = \frac{4 \cdot 10^6 \cdot 2 \cdot \pi \cdot 50 \cdot 0,006^2 \cdot 1 \cdot 0,03^5}{4 \cdot 2380 \cdot (5,65 \cdot 10^{-7})^2} = 361802$$

Vypočítaná hodnota kritériálního čísla,  $F = 361802$ , je příliš vysoká. Lze ho ovlivnit vyšší hodnotou viskozity z důvodu nasypání keramických částic do taveniny, které lépe podmiňují vznik hliníkové pěny. Hodnotu kinematické viskozity lze vypočítat:

$$\nu^2 = \frac{4 \cdot 10^6 \cdot 2 \cdot \pi \cdot 50 \cdot 0,006^2 \cdot 1 \cdot 0,03^5}{4 \cdot 2380 \cdot 1 \cdot 10^2} = 1,15 \cdot 10^{-9}$$

$$\nu = \sqrt{1,15 \cdot 10^{-9}} = 3,39 \cdot 10^{-5} [m^2 \cdot s^{-1}].$$

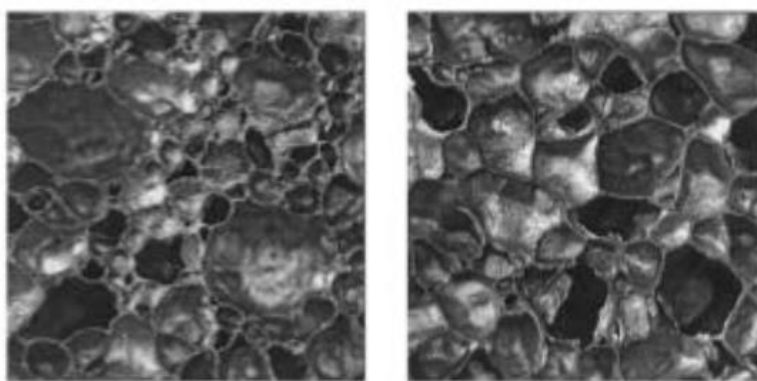
Jak je z výpočtu zřejmé, kinematická viskozita taveniny by měla mít hodnotu  $3,39 \cdot 10^{-5} [m^2 \cdot s^{-1}]$ . Na obr. 7.43 jsou nasimulované rychlosti pohybu translačního magnetického pole, kde kritériální číslo  $F = 1 \cdot 10^2$ .



Obr. 7.43 Nasimulované rychlosti pohybu translačního magnetického pole, kritériální číslo  $F = 1 \cdot 10^2$

## 7.4 Numerický simulační výpočet naplyňování taveniny hliníku vzduchem

V rámci řešení grantového projektu „HYHI“ bylo přistoupeno k provedení numerickým simulační výpočtu podmínek naplyňování hliníkové taveniny, resp. k predikci depozice plynu ve dvoufázové směsi, tj. taveniny hliníku a částic zvyšující viskozitu taveniny hliníku. Vliv depozice plynu byl studován s ohledem na různé viskozity kapalin. Bylo zjištěno, že tvar a objemový podíl bublin závisí na velikosti viskozity kapaliny, resp. taveniny hliníku. Na obr. 7.44 je uvedena struktura celulárního materiálu, jehož struktura je vyrobena na základě napěňování taveniny z externího zdroje plynu. Prováděné numerické simulační výpočty byly založeny na problematice dvoufázového laminárního nestacionárního proudění směsi hliníkové taveniny a plynu. Byla zjišťována fakta o změně viskozity kapaliny vlivem malých částic v suspenzi.



Obr. 7.44 Příklad naplyněné hliníkové struktury na bázi přímého nalyňování vzduchem z externího zdroje plynu [4]

Numerická studie byla zaměřena na předpověď tvorby bublin při různých velikostech viskozity taveniny. Dvoufázové proudění plyn-kapalina, resp. plyn-tavenina uvnitř dvojitého vstupního cyklonu pro separaci plynu bylo numericky simulováno pomocí modelu diskrétní fáze, např. v [1]. Numerický přístup byl ověřen s experimentálními daty a výsledky, které při srovnání spolu dobře souhlasily. Druhý příklad, který představuje výpočet rozptýlené vodní vlny jako stlačitelné směsi vzduchu a vody s homogenními materiálovými vlastnostmi byl zkoumán v [3].

Odpovídající matematické rovnice byly založeny na modelu vícefázového proudění, který byl postaven na zákonech zachování hmoty, hybnosti a energie a také na rovnici advekce objemového podílu plynné fáze. Tento podobný model (na základě rovnic) byl aplikován při tomto simulačním výpočtu. Dvoufázový problém s porézními materiály zkoumanými numericky je uveden v literatuře [2].

Řešení numerického simulačního výpočtu bylo založeno na řešení tří oblastí: *Oblast I.* představuje zkoumaný problém, popisuje výpočetní oblast a techniky používané pro numerickou simulaci. Jsou uvedeny základní teoretické poznatky o tvorbě bublin.

*Oblast II.* obsahuje výsledky simulace a demonstruje proveditelnost použitého výpočetního řešení pro problém simulace dvoufázové směsi.

*Oblast III.* pojednává o hlavních závěrech o výsledku dvoufázového proudění objeveném díky numerickým simulacím.

#### 7.4.1 Charakteristika problematiky numerického simulačního výpočtu

##### a) Materiálové vlastnosti a oblast simulačního výpočtu

Zkoumaný problém je charakterizován vícefázovým prouděním, které představuje systém směsi kapalina-plyn. Kapalná fáze je reprezentována hliníkovou taveninou a v numerické simulaci je definována jako dokonalá tekutina. Protože změna teploty v tavenině hliníku je relativně malá, objemová hmotnost zůstává většinou konstantní. Druhou fází je vzduch, který je při simulačním výpočtu považován za ideální plyn. V případě rozdílných materiálových vlastností byl použit vícefázový přístup. Každá složka v směsi je považována za stlačitelnou a neizotermickou nemísitelnou kapalinu. Skutečné vlastnosti použitých materiálů hliníku a vzduchu jsou uvedeny v tabulce 7-23.

Tabulka 7-23 Fyzikální vlastnosti hliníku a vzduchu pro simulační výpočet napěňování

<i>Vlastnosti taveniny čistého hliníku</i>	
<b>Dynamická viskozita</b>	0,014 Pa·s
<b>Hustota</b>	2380 kg·m <sup>-3</sup>
<b>Molární hmotnost</b>	26,98 g·mol <sup>-1</sup>
<b>Prandtlovo číslo</b>	0.07
<i>Vlastnosti vzduchu</i>	
<b>Dynamická viskozita</b>	1,84·10 <sup>-5</sup> Pa·s
<b>Molární hmotnost</b>	28,9 g·mol <sup>-1</sup>
<b>Tepelná kapacita při konst. tlaku</b>	1007 J·kg <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup>
<b>Prandtlovo číslo</b>	0,7
<b>Povrchové napětí hliníku při působení vzduchu (závislost na teplotě)</b>	0,85 N·m <sup>-1</sup>

Výpočetní doména, viz obr. 7.46, je ve tvaru kontejneru tvaru krychle. Obecné rozměry jsou L x B x H, jejich velikost je 0,4 m x 0,4 m x 1 m a roztečí 100 x 100 x 120, což vede k 1,28 milionu buněk hexaedrického typu. Okrajové podmínky jsou aplikovány na všechny boční stěny. Typová podmínka vstupní/výstupní hranice je předepsána pro horní část skříně, která má nulové hodnoty pro všechny fáze kromě fáze vzduchu, pro kterou jsou vypočteny velikosti vstupní/výstupní rychlosti. Pro spodní část vzduchové fáze je definován parabolický vstupní rychlostní profil. Špičková rychlost proudu je konstantní 0,084 m·s<sup>-1</sup> nebo se mění (pokud je cílem zkoumání intenzita tvorby bublin).

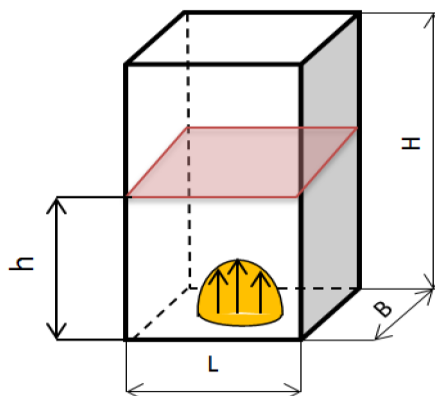
### b) Matematické rovnice

K řešení interakce fázového rozhraní byl použit objemový přístup (VOF) [1], založený na metodách aplikace rozhraní. Obecně jsou materiálové vlastnosti homogenní směsi popsány funkcí objemového zlomku pro fázi 1, která je definována:

$$\alpha_1 = \frac{\Omega_1}{\Omega_1 + \Omega_2}, \quad (7.37)$$

kde značí:  $\Omega_1$ , - objem fáze 1;  $\Omega_2$  - objem fáze 2.

V souladu s tím, že může být parametr pro druhou fázi definován jako  $\alpha_2 = 1 - \alpha_1$ . Pro zavedení matematického modelu lze místo vícefázového modelu použít zjednodušený dvoufázový přístup. Objemová frakce  $\alpha_1$  představuje kapalinu, resp. taveninu hliníku. Objemová frakce  $\alpha_2$  představuje plyn (v tomto případě vzduch). Matematický model použitý pro proudění dvoufázové směsi se skládá ze zákonů zachování hmotnosti, hybnosti a energie. Současně musí být také zahrnut zákon o zachování hmotnosti pro každou složku zvlášť. Na obr. 7.45 je schéma výpočetní oblasti s hranicemi. Kvádr představuje nádobu, kde je tavenina hliníku do které je vháněn plyn. Na dně v tavenině vznikají plynové bubliny, které stoupají k hladině taveniny hliníku. Tento simulační výpočet je zaměřen na sledování různých souvislostí taveniny a plynu pro vznik bublin v tavenině.



Obr. 7.45 Náčrt výpočetní oblasti s hranicemi

Pro simulační výpočet bylo nutno uvažovat, ale také do simulačního výpočtu zahrnout efekty gravitace bublin i problémy s vlnami v kapalné fázi. Základní „konzervativní“ část modelu toku lze vyjádřit v následující formě:

$$\frac{\partial \bar{U}}{\partial t} = \frac{\partial \bar{F}_1}{\partial x} + \frac{\partial \bar{F}_2}{\partial x} + \frac{\partial \bar{F}_3}{\partial x} = \bar{G}, \quad (7.38)$$

kde značí: U - vektor konzervativních proměnných, F - funkci toku; G - zdrojové členy. Zdrojové členy jsou definovány jako:

$$\bar{U} = \begin{bmatrix} \alpha_1 \rho \\ \alpha_2 \rho \\ \rho u \\ \rho v \\ \rho w \\ \rho e \end{bmatrix}, \quad \bar{F}_1 = \begin{bmatrix} \alpha_1 \rho u \\ \alpha_2 \rho u \\ \rho u^2 + p - \tau_{xx} \\ \rho vu - \tau_{xy} \\ \rho wu - \tau_{xz} \\ \rho hu - u\tau_{xx} - v\tau_{xy} - \tau_{xz} + q_x \end{bmatrix}, \quad (7.39)$$

$$\bar{F}_2 = \begin{bmatrix} \alpha_1 \rho v \\ \alpha_2 \rho v \\ \rho uv - \tau_{yx} \\ \rho v^2 + p - \tau_{yy} \\ \rho wv - \tau_{yz} \\ \rho hv - u\tau_{yx} - v\tau_{yy} - \tau_{yz} + q_y \end{bmatrix}, \quad (7.40)$$

$$\bar{F}_3 = \begin{bmatrix} \alpha_1 \rho w \\ \alpha_2 \rho w \\ \rho uw - \tau_{zx} \\ \rho vw - \tau_{zy} \\ \rho w^2 + p - \tau_{zz} \\ \rho hu - u\tau_{zx} - v\tau_{zy} - \tau_{zz} + q_z \end{bmatrix}, \quad \text{and } \bar{G} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \\ -\rho g \\ \rho hv \end{bmatrix}, \quad (7.41)$$

kde značí:  $u, v, w$  - složky rychlosti podél os  $x, y, z$ ;  $g$  - tíhové zrychlení;  $p$  - tlak;  $\tau$  - složka Reynoldsova tenzoru napětí;  $e$  - setrvačná energie;  $h$  - entalpie.

Entalpii ( $h$ ) lze vypočítat:

$$h = \frac{\rho \cdot e + p}{\rho}. \quad (7.42)$$

Pro simulační výpočet, resp. pro proces inicializace musí být fázový objemový podíl  $\alpha_1$  předepsán jako hodnota 1 pro celou doménu definovanou výškou nádoby 0,52 m. Prostor nad touto hliníkovou taveninou představuje vzduch s  $\alpha_2$  rovna 0 (zbytek nádoby krychle). Tento počáteční hraniční předpis je společný pro typicky dvofázový koncept řešení.

Výpočet byl proveden v kódu Open FOAM pomocí schématu PIMPLE. Pro většinu proměnných bylo použito Gaussovo lineární schéma. Byl použit stlačitelný vícefázový řešič s různým časovým krokem určeným podmínkou stability na základě maximálního Courantova čísla 0,25.

### c) Vlastnosti bublin

Pro předpověď chování bublin, je nutné uvažovat tato čísla: Reynoldsovo číslo ( $Re$ ), Weberovo číslo ( $We$ ) a Haberman-Mortonovo číslo. Intenzita povrchového napětí ovlivňuje deformaci bublin, což je charakteristická síla udržující kulovitost bubliny. Z teorie je známo, že k deformaci bubliny dojde, když se  $We/Re$  přiblíží k jednotě pro  $Re \ll 1$  nebo když se přiblížíme k jednotě pro  $Re \gg 1$ . Toto Reynoldsovo ( $Re$ ) číslo je definováno:

$$Re = \frac{2 \cdot \rho \cdot R \cdot w}{\eta}, \quad (7.43)$$

kde značí: R - okamžitý poloměr kulové bubliny; w je velikost translační rychlosti;  $\eta$  – viskozitu;  $\rho$  - hustotu.

Charakteristické vlastnosti použitých materiálů jsou uvedeny v tab. 7-23. Weberovo číslo je možné vypočítat:

$$We = \frac{2 \cdot \rho \cdot W_{\infty}^2 \cdot R}{\sigma} \quad (7.44)$$

kde značí:  $w_{\infty}$  - koncovou rychlost pohybu bublin;  $\sigma$  - povrchové napětí (viz hodnoty v tab. 7-21). Koncová rychlost je funkcí tvaru a pro výpočet Weberova čísla musí být tato hodnota známa.

Podle [3] lze koncovou rychlost pohybu bublin nahradit  $\Delta W$ , která vyjadřuje relativní rychlost systému plyn-kapalina. Generování dynamiky v malém měřítku musí brát v úvahu poměr hydrodynamické síly vztažené k dynamickému tlaku k síle povrchového napětí. To je v mechanice tekutin vyjádřeno Weberovým číslem. Hydrodynamická síla je vhodně definována jako  $\rho \cdot \Delta W^2$ , takže zachycuje jak případ vysoké rychlosti plynu nad pomalou kapalinou, tak i vysokorychlostního proudu kapaliny ve statickém plynu, který se rozpadá na kapičky. V závislosti na místním tvaru může dojít k prasknutí bubliny nad určitou kritickou hodnotou  $We$ . Pod touto hodnotou jsou síly povrchového napětí dostatečně velké, aby překonaly dynamický tlak, a nedochází k lokálnímu rozpadu. Při větších Weberových číslech vede převaha aerodynamické síly k deformaci a rozstříkávání. Tento proces vytváří malé bublinky s menším Weberovým číslem. Jejich velikost je dostatečně malá, klesnou pod kritickou úroveň a proces rozpadu se zastaví. Další možností predikce chování bubliny je vyjádření Haberman-Mortonova čísla, podle rovnice (7.45).

$$H_m = \frac{g \cdot \eta^4}{\rho \cdot \sigma^3}. \quad (7.45)$$

kde značí: g – gravitační zrychlení [ $m \cdot s^{-2}$ ];  $\eta$  – dynamickou viskozitu [ $Pa \cdot s$ ];  $\rho$  – hustotu [ $kg \cdot m^{-3}$ ],  $\sigma$  – povrchové napětí [ $N \cdot m^{-1}$ ].

V případě, pokud  $H_m < 1$ , všechny bubliny, pro které  $Re \ll 1$  zůstanou kulové. Existují však některé neobvyklé okolnosti, za kterých  $H_m > 1$  a pak bude rozsah  $Re$ , ve kterém může dojít k významnému odklonu od sféricity [2]. Pro předpokládaný problém dvoufázového proudění bylo vypočteno, že  $Re \gg 1$  a bude cca  $H_m = 3 \times 10^{-10}$ . V tomto konkrétním případě je konečná rychlost dána Froudeho číslem  $Fr \approx 0$  (1), zkreslení nastane, pokud  $We > 1$ . Z použití  $Fr = 1$  a  $H_m$  vyplývá, že k odklonu od kulovitosti bubliny dojde, když  $Re \gg H_m^{-1/4}$ . Následně, za běžných

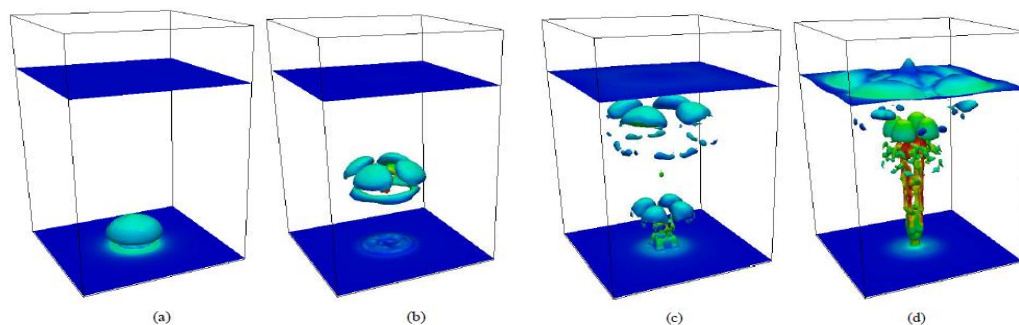


okolností, ve kterých  $Hm < 1$ , existuje rozsah Reynoldsových čísel,  $Re < Hm^{-1/4}$ , ve kterém je zachována sféricita; nekulové tvary nastanou, když  $Re > Hm^{-1/4}$ . Experimentálně bylo pozorováno, že počáteční odchylka od sféricity způsobuje elipsoidní bubliny, které mohou oscilovat ve tvaru a mít oscilační trajektorie. Jak se dále velikost bubliny zvětšuje, to je až do bodu, kdy  $We \approx 20$ , bublina získává nový asymptotický tvar, známý jako bublina s kulovým uzávěrem [2].

#### d) Dosažené výsledky

##### A) Vytvoření dráhy bublin pro viskozitu kapalné fáze 0,014 Pa.s

Obr. 7.46 znázorňuje okamžitý průběh proudění tvorby bublin pro různé časové kroky. Za prvé, pro zjištění chování tvorby bublin byla dynamická viskozita kapaliny (tavenina hliníku) konstantní 0,014 Pa.s, viz tab. 7-23.



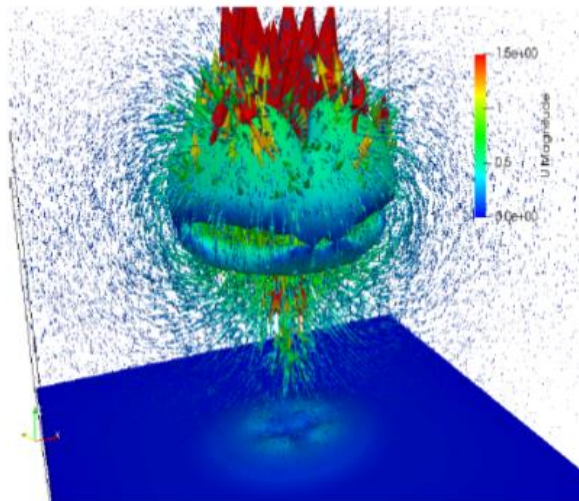
Obr. 7.46 Okamžité vzory bublin po dobu (a) 0,3s; (b)0,6s; (c) 0,9s a (d) 1,2s

Barevné vyobrazení na obr. 7.46 udává intenzitu rychlosti proudění. Bylo pozorováno první prasknutí hlavní bubliny a další malé bublinky zůstávají unášeny v tekutině a pomalu vyplavují na povrch. První bublina se rozpadla na další malé bublinky a tento proces pokračoval během vyplavování bublin na povrch směsi. Na obr. 7.46d je sledování dráhy různě velkých bublin mezi dnem a povrchem hliníkové taveniny (kapalná fáze) po dobu 1,2 s. Bylo zjištěné, že menší bublinky vzniklé později, po prvním prasknutí, dosáhly vyšší rychlosti (označené červenou barvou). Povrch kapaliny, resp. taveniny hliníku byl deformován přicházejícími bublinami.

Současně obr. 7.46 ukazuje vznik a chování první hlavní bubliny v čase 0,55 s. Vektorové zobrazení ukazuje orientaci proudění a intenzitu rychlosti reprezentovanou barvami. Bylo zjištěno, že ve středu bubliny je nejvyšší rychlost nabývající hodnoty až  $1,5 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ . Tato intenzivní rychlost translace je cca 180 krát vyšší než počáteční rychlost vzduchu použitá pro první vytvoření bubliny na dně.

Díky tomuto pohybu se bublina deformuje z kulovitého tvaru (viz obr. 7.46a) po dobu 0,3 s). Kolem bubliny dochází k výraznému proudění, které odvádí hmotu z horní části bubliny do spodní části, která je později znovu pumpována do středu bubliny. Toto proudění existuje kvůli translačnímu pohybu bubliny, jak kapalina prochází kolem těla bubliny. Rozdílné proudění kolem bubliny bylo zkoumáno v [2].

Na obr. 7.47 je uvedeno rozložení teploty ve dvoufázové směsi v čase 1,15 s. Z obr. 7.47 je patrné, že na dně nádoby se vytvořil mírný tepelný tok, který způsobuje chladnější efekt dna a tím je výsledná teplota nižší o cca 719,6 K. Cirkulující okolní vzduch má teplotu 295 K (plocha nad povrchem hliníku). Na tomto povrchu je uvažován chladící efekt okolního vzduchu vedoucí k výraznému poklesu teploty.



Obr. 7.47 Vznik bublin s vektory rychlosti v čase 0,55s

Proud vzduchu nad hladinou hliníku je poháněn vztakovou silou v důsledku silného teplotního gradientu. Uvnitř hliníkové taveniny je teplota homogenní kolem 720 K. Při výpočtu byl zohledněn vliv teploty z důvodu existence mírného teplotního gradientu mezi dnem a vrškem nádoby. Obecně může tento existující teplotní gradient způsobit tok hliníkové taveniny poháněný vztakovou silou, která rovněž ovlivňuje celkový pohyb bublin. Z hlediska sil působících na bublinu při malém relativním Reynoldsově čísle  $Re \ll 1$  je třeba k celkové síle působící na bublinu uvažovat pouze síly způsobené vztlakem a hmotnost částice. Při vysokých relativních Reynoldsových číslech,  $Re \gg 1$ , se však musíme uchýlit k heuristickému přístupu, ve kterém jsou síly kapaliny doplněny o síly odporu (a zdvihu) [2]. Z obr. 7.48 je patrné teplotní pole při naplyňování taveniny hliníku v čase 1,15 s.

#### *B) Vliv viskozity na tvorbu dráhy bublin*

Pro simulační výpočet, resp. pro studii tvorby bublin byl sledován vliv viskozity na tvorbu dráhy bublin. Pro tento účel bylo počítáno s několika různými hodnotami viskozity taveniny hliníku, resp. kapalné fáze,  $\eta$  je od 0,14 Pa.s do 0,014 Pa.s. V předchozí práci bylo experimentálně zjištěno a již bylo diskutováno výše, že se zvyšuje množství objemového podílu plynu v kapalné fázi; stabilizační účinek musí být dosažen kvůli malým částicím různé velikosti. Malé částice způsobily mírně vyšší viskozitu kapaliny. Předpokládat tyto malé částice v simulaci by bylo složité, proto byl účinek malých částic nahrazen změnou viskozity kapaliny (jak bylo experimentálně pozorováno).

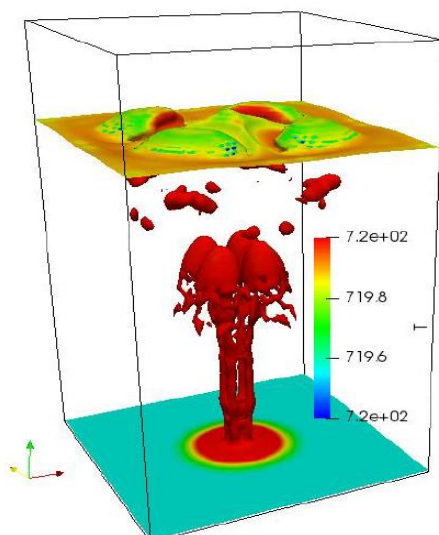


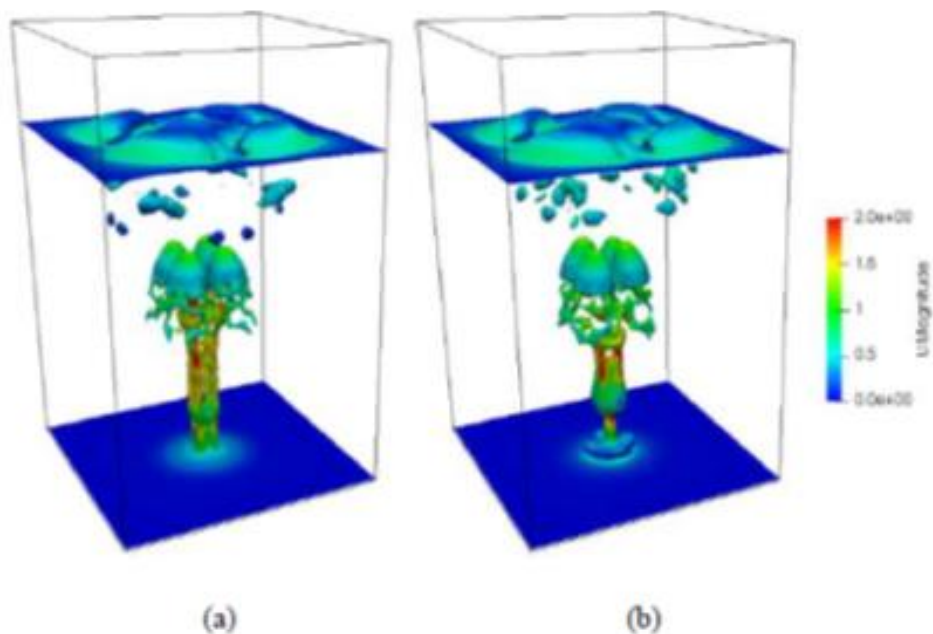
Fig. 7.48 Okamžité teplotní pole při naplyňování taveniny hliníku v čase 1,15 s

Na obr. 7.49 je znázorněn nasimulovaný objemový podíl plynu v kapalně fázi v časovém okamžiku 1,15 s, při použití hodnoty dynamické viskozity  $\eta = 0,014$  Pa.s, viz obr. 7.49a). A při použití hodnoty dynamické viskozity  $\eta = 0,14$  Pa.s, viz obr. 7.49b). V případě vyšší viskozity lze pod povrchem kapalně fáze detekovat více bublin. Vytvořená dráha plynových bublin mezi dnem a horní částí nádoby měla mírně odlišný tvar. Velikost translační rychlosti zůstává na stejné úrovni.

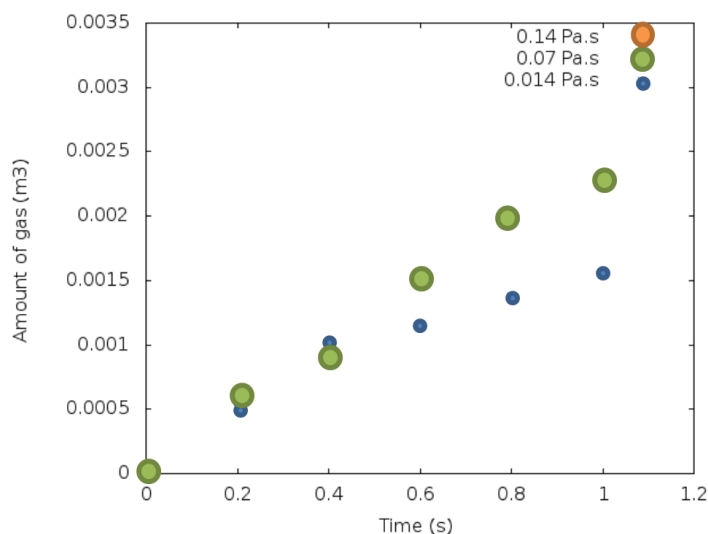
Současně obr. 7.49 znázorňuje množství plynné fáze v kapalně fázi v čase 1,15 s. Zatím co množství plynu pro hodnoty dynamické viskozity  $\eta = 0,14$  Pa.s a  $\eta = 0,014$  Pa.s bylo na stejné úrovni, pro dynamickou viskozitu kapalně fáze, tj. pro taveninu hliníku  $\eta = 0,07$  Pa.s, objemový podíl plynné fáze byl asi o 30 % vyšší. Bohužel pro vysvětlení tohoto pozorovaného účinku bylo málo vypovídajících výsledků.

Obecně je zřejmé, že množství plynu se během doby tvorby bublin zvyšovalo pro všechny velikosti viskozity. Do doby 1,0 s nebyl zjištěn pokles množství plynu v kapalině. Na obr. 7.50 je simulační výpočet množství objemového podílu plynu v tavenině hliníku za dobu 1,15 s při různých hodnotách dynamické viskozity taveniny hliníku.

Na základě výše provedeného numerického simulačního výpočtu lze konstatovat, že tvorba bublin ve směsi reprezentovaná dvofázovým problémem byla zkoumána pomocí numerické simulace. Problém proudění byl považován za nestacionární, laminární a neizotermický. Vliv viskozity směsi na tvorbu dráhy bublin byl studován na několika vzorech definovaných různými viskozitami kapalin. Úspěšně byl aplikován komprimovatelný vícefázový řešitel výpočtového kódu OpenFOAM. S ohledem na teoretické znalosti a současné zkušenosti s podobnými simulacemi proudění v jiných technických problémech byly nalezeny rozumné výsledky. Bylo zjištěno, že viskozita kapaliny ovlivnila tvorbu bublin (tvar a celkový objemový podíl plynu ve směsi). Vliv viskozity na vzniklé bubliny se však nepodařilo dostatečně potvrdit.



Obr. 7.49 Simulační výpočet okamžitého objemového množství podílu plynu v čase 1,15 s pro dynamickou viskozitu 0,014 Pa.s (a) a 0,14 Pa.s (b)



Obr. 7.50 Množství objemového podílu plynu v tavenině hliníku za různou dobu

Další výpočet bude zapotřebí k určení, které konkrétní vlastnosti materiálu nebo podmínky proudění mohou skutečně stabilizovat pěnu a zabránit úniku plynu ze směsi. Z hlediska účinnosti výpočtu byly vyšší velikosti rychlostí zjištěny nad taveninou hliníku v oblasti proudění vzduchu. Tyto vyšší hodnoty určují velikost časového kroku a tím i požadavek na celkový čas pro výpočet. Efekty spojené s tvorbou bublin, což je vlastně cílem tohoto zkoumání, však neovlivnily účinnost výpočtu.

*Tato problematika byla publikována:*

*FRAŇA, K. and I. NOVÁ. An Effect of the Fluid Viscosity on the Gas Deposition in the Two-Phase Mixture. Proceedings - 2018 International Conference on Applied Mathematics and Computer Science, ICAMCS 2018, 2018, pp. 65–70, 8955309.*

*FRAŇA, K. and I. NOVÁ. Interface Formation in two. Phase flow problems. International Journal of Mechanics, 2018. Vol. 12, pp. 102 –108.*

## **7.5 Struktury vyrobené přímým napěňováním taveniny externím zdrojem plynu**

### **7.5.1 Sledování napěňovacího procesu z externího zdroje plynu**

Realizace napěňovacího procesu hliníkové taveniny (plynem, který je přiváděn z externího zdroje) za účelem získání „hliníkové pěny“ vyžaduje experimentální odzkoušení všech potřebných technologických kroků. K tomuto účelu byla na zakázku vyrobená pec od německé firmy HTM Reetz GmbH, viz obr. 7.51a) a obr. 51b). Dále je nutno připravit taveninu s přesným stanovením keramického čidla, které zvyšuje viskozitu taveniny. Napěňovacím plynem byl technický vzduch. Napěňovací čidlo se skládalo z tepluvzdorné a korozivzdorné trubice  $\varnothing$  8 mm délky 1500 mm, hadice a redukčních ventilů pro docílení vhodných bublin plynu přiváděných do taveniny slitiny vybraných slitin hliníku. Teplota v napěňovací peci byla pec cca 760 °C, napěňovací proces probíhal 2 hodiny, s největší regulací přiváděného plynu. Na obr. 7.52 jsou pracovníci dr. Sobotka a Ing. Koreček, kteří připravují napěňovací experimenty a zavádí napěňovací čidlo do taveniny slitiny hliníku.



*Obr. 7.51a) Pohled na napěňovací pec krabicového tvaru firmy HTM Reetz GmbH*



*Obr. 7.51b) Pohled na napěňovací pec krabicového tvaru firmy HTM Reetz GmbH a přívod napěňovacího média do taveniny kov*





Obr. 7.52 Příprava napěňovacího procesu a pohled na zavádění napěňovacího čidla do taveniny hliníku, dr. Sobotka dr. Koreček

Vzorky byly vyrobeny napěňováním taveniny slitiny hliníku, tavenina byla připravována v peci HTM Reetz GmbH. K napěňování byl použit keramický kelímek na základě plynu přiváděného z externího zdroje. Napěňacím plynem byl technický vzduch. Činidlo zvyšující viskozitu velmi snížilo tekutost taveniny. Jeho množství bude muset být soustavněji odzkoušeno, nejčastěji to byl  $\text{Al}_2\text{O}_3$  s velikostí částic do 10  $\mu\text{m}$ . Napěňovací čidlo se skládalo z korozi-vzdorné trubice  $\varnothing$  8 mm délky 1500 mm. K tomuto čidlu je připojená hadice, která z externho zdroje přivádí plyn do taveniny. Hadice pro přívod plynu je opatřena regulačními ventily. První napěňování bylo prováděno s taveninou slitiny hliníku AlSi12. Teplota v peci při napěňování byla cca 760 °C. První napěňovací proces probíhal se slitinou AlSi12 a napěňovaným plynem byl argon, doba napěňování byla 15 minut. Dalším studiem literatury bylo zjištěno, že slitina AlSi12 je pro přímé napěňování nevhodná.

Byly hledány vhodnější slitiny, jako např. slitina AlSi7Mg0,3. Tato slitina byla použita při zkouškách dalších napěňovacích procesů. Také v dalších napěňovacích procesech napěňování probíhalo 2 hodiny a současně bylo dbáno na největší regulaci přiváděného plynu, tak aby do taveniny vstupoval plyn po jednotlivých bublinách. Současně bylo složité navrhnout materiál pro přívod plynu, který ústí v tavenině o teplotě cca 760 °C. Korozi-vzdorná a žáru-vzdorná ocel dlouhé setrvávání při teplotě 760 °C nevydržela, proto musela být použita křemenná trubička. Na obr. 7.53 je pohled na napěňovanou taveninu v peci firmy HTM Reetz GmbH.



Obr. 7.53 Pohled na napěňovanou taveninu v keramickém kelímku

### **A) Výroba a struktura vzorku ze slitiny AlSi12, přímé naplyňování argonem (vzorek č. 1)**

Pro výrobu vzorku č. 1 ze slitiny AlSi12, byl pro naplyňování použit argon, viz obr. 7.54, vlevo. Instalace přívodu argonu do pece k tavenině slitiny hliníku o tlaku 0,2 MPa je uvedena na obr. 7.54, vpravo. Pro zvýšení viskozity taveniny slitiny hliníku byly použity částice  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Na obr. 7.55 je řez naplyněným vzorkem ( $\varnothing$  52 mm, výška 56 mm), naplynění je v horní části vzorku, tloušťce cca 10 mm.

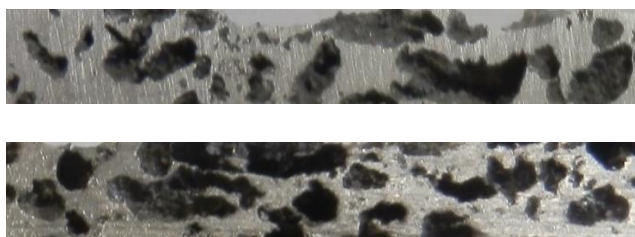


*Obr. 7.54 Použitý argon pro přímé napěňování taveniny slitiny hliníku v peci*



*Obr. 7.55 Pohled na plochy řezu napěněného vzorku  $\varnothing$  52 mm, výška 56 mm, napěňování vrstva vzorku cca 10 mm, doba napěňování 15 minut, argon; vzorek č. 1*

Na obr. 7.56. je detail horní část naplyněné části vzorku, tloušťky cca 10 mm ( $\varnothing$  52 mm, výška 56 mm), naplyněno argonem; vzorek č. 1.

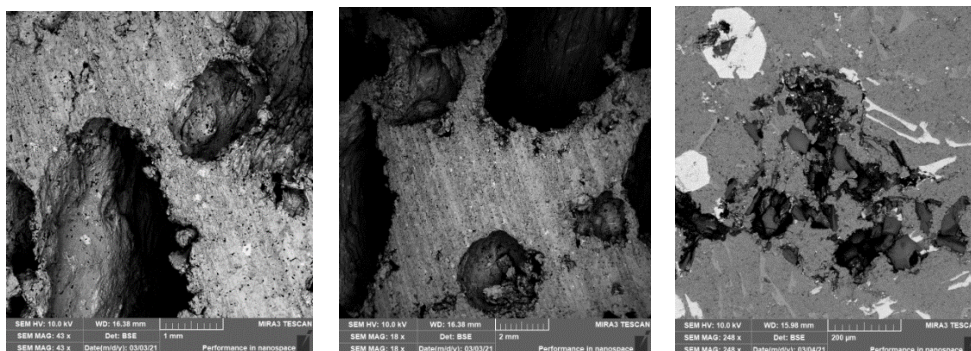


*Obr. 7.56 Horní napěněná část vzorku, tloušťky cca 10 mm ( $\varnothing$  52 mm, výška 56 mm), použitý plyn argon; vzorek č. 1*

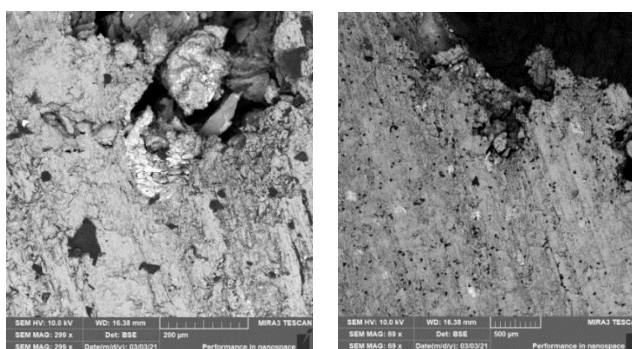


Na elektronovém skenovacím mikroskopu (Vega 3 Tescan, SEM HV 20.0 kV) byla sledována horní naplyněná část vzorku. Na obr. 7.57 a obr. 7.58 je pohled na napěněnou část hliníkového vzorku s rozložením částic  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Tyto částice se do taveniny přidávají z důvodu zvýšení viskozity taveniny, resp. stability napěňovacího procesu.

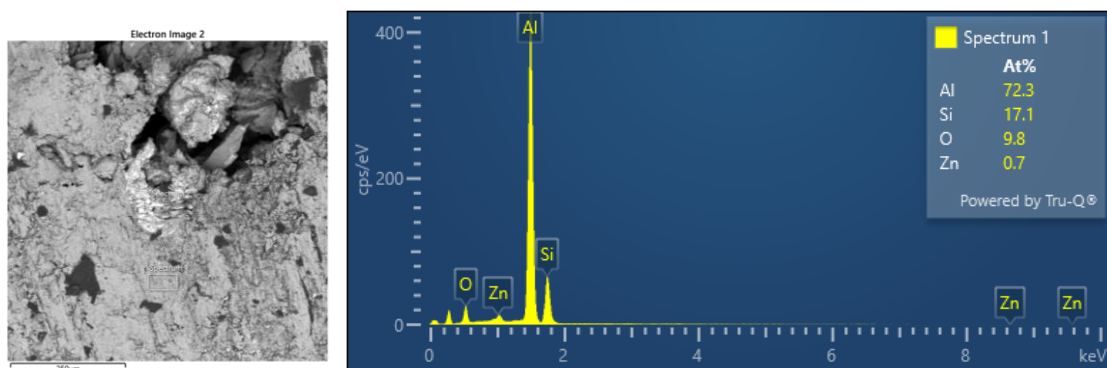
Dále byla provedena i EDX analýza, bylo vyhodnoceno chemické složení použité slitiny AlSi12 ve zvoleném místě vzorku. Na obr. 7.59 je uvedena EDX analýza, lokální chemické složení horní naplyněné vrstvy vzorku.



Obr. 7.57 Pohled na napěněnou část materiálu s rozložením částic  $\text{Al}_2\text{O}_3$  pro zvýšení viskozity taveniny slitiny hliníku AlSi12, vzorek č. 1



Obr. 7.58 Pohled na částice nacházející se ve stěně napěněné slitiny (intermetalické částice typu Al-Fe-Si;  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , Si), vzorek č. 1.



Obr. 7.59 EDX analýza použité slitiny AlSi12, vzorek č. 1

## **B) Výroba a struktura vzorku ze slitiny AlSi7Mg0,3, přímé napěňování vzduchem (vzorek č. 2)**

Pro výrobu vzorku č. 2, ze slitiny AlSi7Mg0.3 byl použit pro naplyňování vzduch o tlaku 0,2 MPa. Činidlo pro zvýšení viskozity taveniny slitiny hliníku byl použit Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, doba naplyňování 120 minut. Naplyňování probíhalo v peci při teplotě 760 °C v keramickém kelímku. Na obr. 7.48 je uveden řez vzorkem č. 2, struktura naplyněné slitiny AlSi7Mg0,3; vzorek Ø 118 mm; maximální výška 80 mm, vlevo. Dále je na obr. 7.60 půdorysný pohled na napěněnou část slitiny AlSi7Mg0.3 o rozměrech 45 x 80 mm, vpravo.



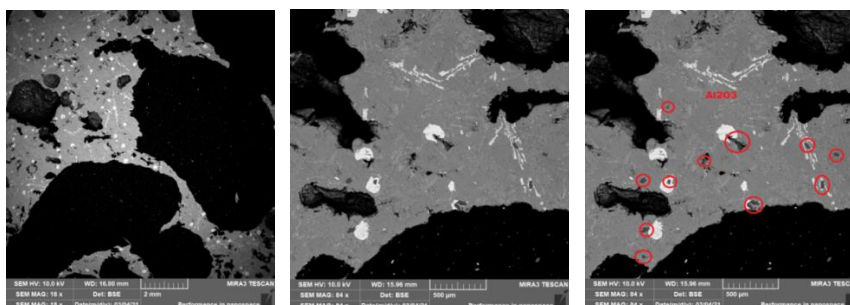
*Obr. 7.60 Pohled na řez vzorkem 2 ze slitiny AlSi7Mg0,, vlevo a jeho napěněnou část (napěněný vzorek Ø 118 mm; maximální výška 80 mm), vpravo, vzorek č. 2*

Struktura, napěněného vzorku č. 2 ze slitiny AlSi7Mg0,3, byla analyzována pomocí elektronového skenovacího mikroskopu Vega 3Tescan, SEM HV 20.0 kV. Současně byla provedena i EDX analýza, bylo vyhodnoceno chemické složení použité slitiny AlSi7Mg,3 ve zvoleném místě vzorku. Důležitým záměrem výzkumu bylo sledování rozložení částic Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve stěně bubliny. K tomuto účelu byl připraven metalografický vzorek, který je na obr. 7.61.

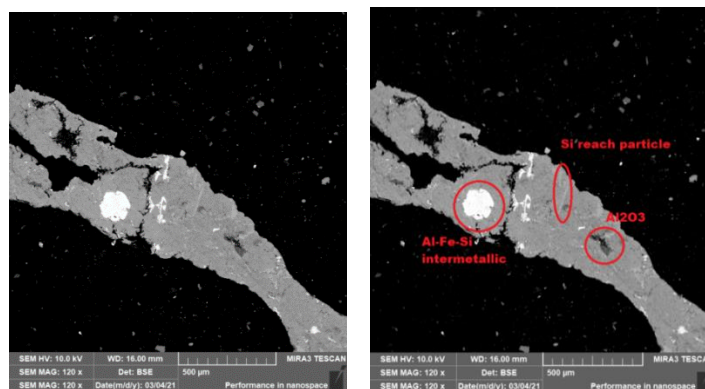


*Obr. 7.61 Pohled na vzorek pro metalografické pozorování rozložení částic Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>*

Na obr. 7.62 a obr. 7.63 jsou částice Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> rozptýlené v napěněné slitině AlSi7Mg0,3.

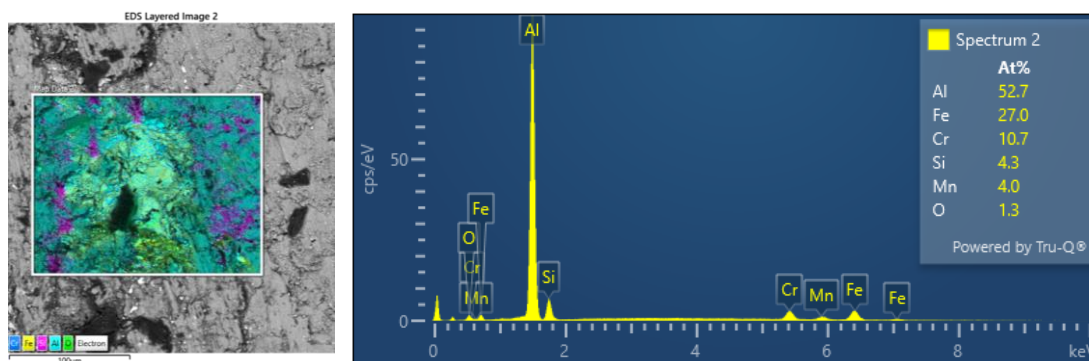


*Obr. 7.62 Pohled na napěněnou část materiálu s rozložením částic Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pro zvýšení viskozity taveniny slitiny hliníku, vzorek č. 2*

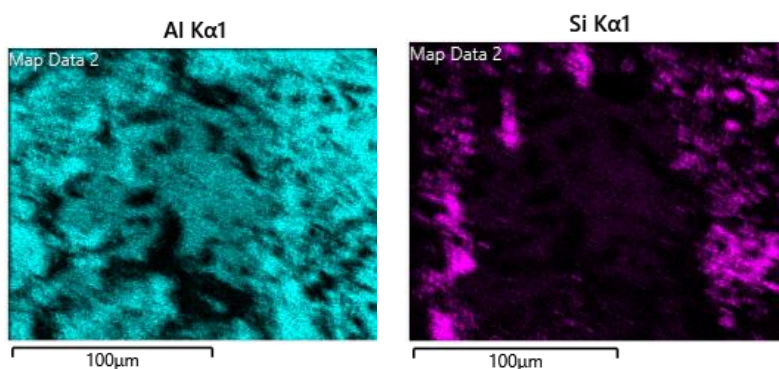


Obr. 7.63 Pohled na částice nacházející se ve stěně napěněné slitiny (intermetalické částice typu Al-Fe-Si;  $Al_2O_3$ , Si), vzorek č. 2

Na obr. 7.64 je EDX analýza a na obr. 7.65a), obr. 7.65b) a obr. 7.65c) je detailní oblast EDX analýzy použité slitiny hliníku AISi7Mg0,3, sledování prvků: Al, Si, O, Fe, Cr, Mn, vzorku č. 2.

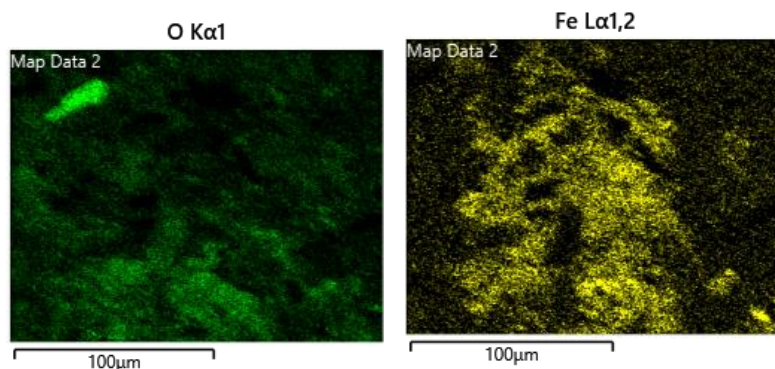


Obr. 7.64 EDX analýza použité slitiny, AISi7Mg0,3; vzorek č. 2

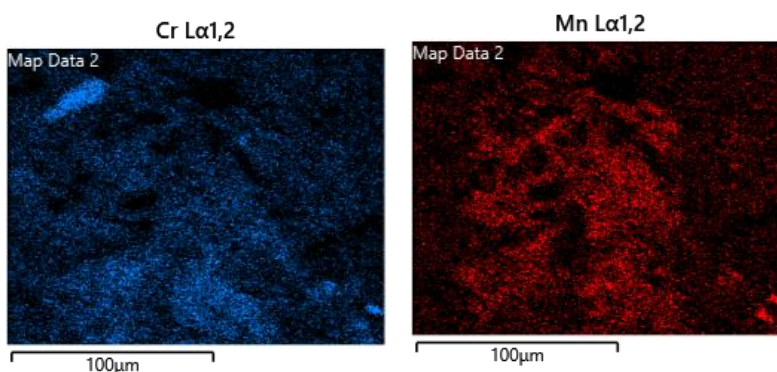


Obr. 7.65a) Detailní oblasti EDX analýzy slitiny AISi7Mg0,3; prvky Al a Si; vzorek č. 2





Obr. 7.65b) Detailní oblasti EDX analýzy slitiny AlSi7Mg0,3; prvky O a Fe; vzorek č. 2



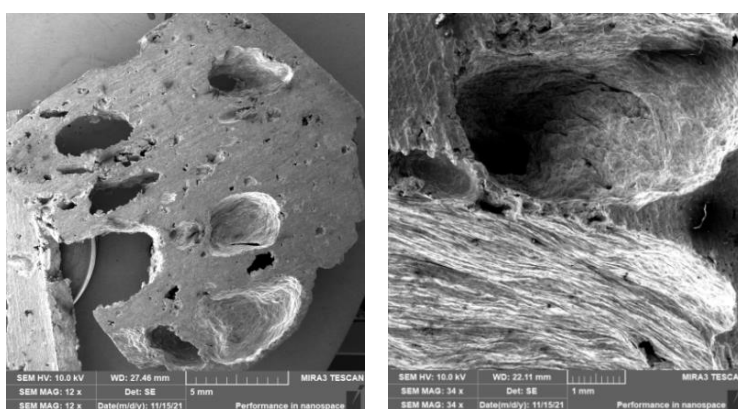
Obr. 7.65c) Detailní oblasti EDX analýzy slitiny AlSi7Mg0,3; prvky Cr a Mn; vzorek č. 2

### **C) Výroba vzorku ze slitiny AlSi5Mg přímé napěňování vzduchem (vzorek č. 3)**

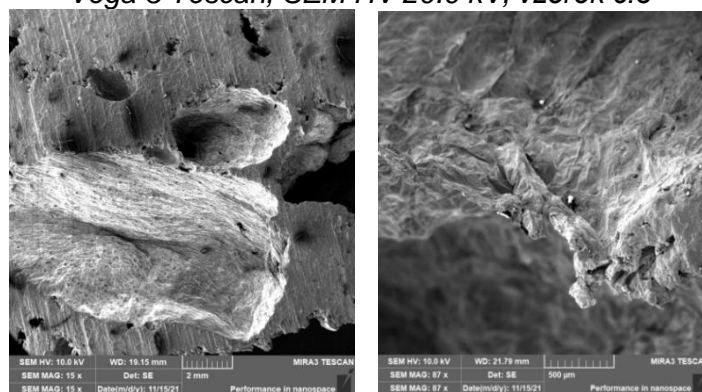
Pro výrobu vzorku č. 3, ze slitiny AlSi5Mg byla použita metoda přímého napěňování taveniny vzduchem o tlaku 0,2 MPa. Pro zvýšení viskozity taveniny slitiny hliníku byly použity částice  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Doba naplyňování trvala 120 minut. Naplyňování probíhalo v peci při teplotě 760 °C v keramickém kelímku. Po ztuhnutí naplyňované taveniny byl získán vzorek komolého kužele, větší průměr 125 mm, menší průměr 85 mm a výška 105 mm. Tento vzorek byl rozříznut a jeho napěněná struktura je na obr. 7.54, vlevo. Na elektronovém skenovacím mikroskopu, Vega 3 Tescan, SEM HV 20.0 kV, byla sledována struktura naplyněného vzorku. Současně byla provedena i EDX analýza, bylo vyhodnoceno chemické složení použité slitiny AlSi5Mg ve zvoleném místě vzorku. Na obr. 7.66, vpravo, je detail napěněné oblasti vzorku ze slitiny AlSi5 Mg. Na obr. 7.67a) a obr. 7.67b) jsou detaily naplyněné slitiny AlSi5Mg a na obr. 7.68 je EDX analýza chemického složení v určitých místech vzorku. Na obr. 7.69 jsou detailní oblasti struktury, které souvisí s EDX analýzou.



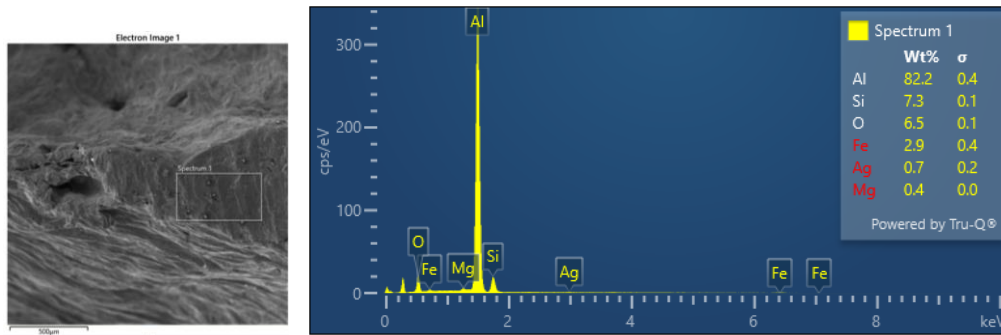
Obr. 7.66 Řez vyrobeným napěněným vzorkem ( $\varnothing$  125 mm;  $\varnothing$  85 mm; maximální výška 105 mm), vlevo a půdorysný pohled na napěněnou část vzorku z materiálu AlSi5Mg (řez o ploše 50 x 75 mm), vpravo



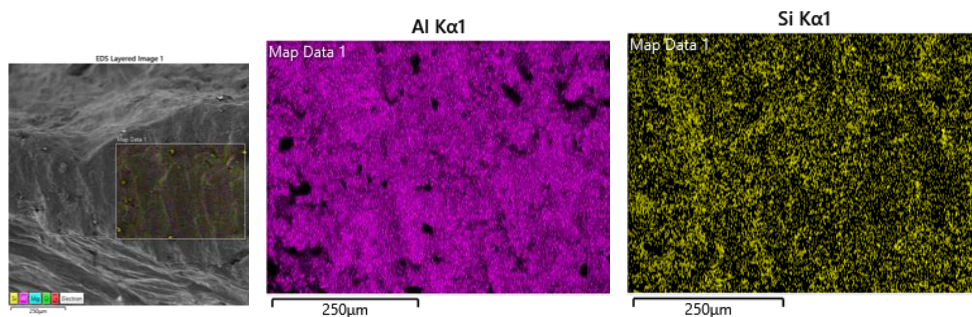
Obr. 7.67a) Detail naplyněné struktury ze slitiny AlSi5Mg, skenovací mikroskop, Vega 3 Tescan, SEM HV 20.0 kV, vzorek č.3



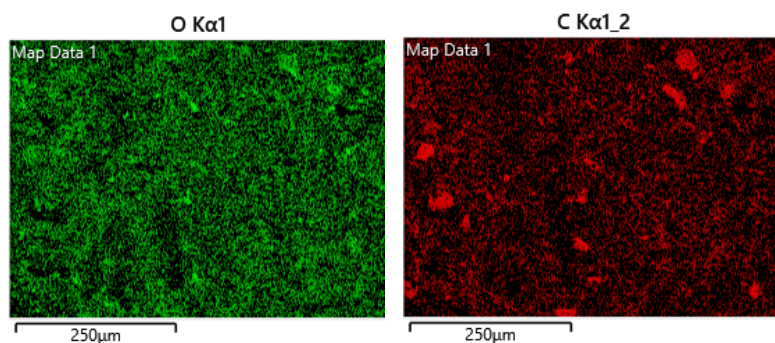
Obr. 7.67b) Detail jiných míst naplyněné struktury AlSi5Mg, skenovací mikroskop, Vega 3 Tescan, SEM HV 20.0 kV, vzorek č.3



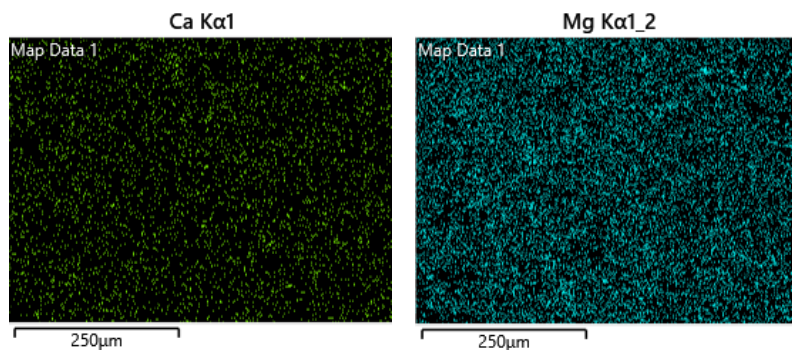
Obr. 7.68 EDX analýza použité slitiny na povrchu použité slitiny v oblasti vzduchové bubliny, vzorek č. 3



Obr. 7.69a) Detailní oblasti EDX analýzy s doložením příslušných prvků – hliníku a křemíku, v lokálním místě použité slitiny hliníku AISi5Mg, vzorek č. 3



Obr. 7.69b) Detailní oblasti EDX analýzy s doložením příslušných prvků a uhlíku v lokálním místě použité slitiny hliníku AISi5Mg, vzorek č. 3



Obr. 7.69c) Detailní oblasti EDX analýzy s doložením příslušných prvků – vápníku a hořčíku, v lokálním místě použité slitiny hliníku AISi5Mg, vzorek č. 3



## Seznam literatury

### **Literatura ke kapitolám Předmluva, Úvod**

- [1] DE MELLER, M.A. Produit Métallique Pour L'obtention D'objets Laminés, Moulés Ou Autres, *Et Procédés Pour Sa Fabrication*. French Patent (1926). 615, 147.
- [2] BANHART, J. AND D. WEAIRE. *Physics Today* 55 (2002) p.p. 37-42.
- [3] BANHART, J. Manufacturing Routes for Metallic Foams. *Solidification Science: Overview Journal JOM* 52 (12) 2000, pp. 22-27.
- [4] BANHART, J. Manufacture, Characterization and Application of Cellular Metals and Metal Foams. *Progress Materials Science*, vol. 46, Iss. 6, (2001), pp.559 to 632.
- [5] BANHART, John Metal Foams: Production and Stability. *Advanced Engineering Materials* 8 (9), 2006 pp. 781-794.
- [6] ASHBY, M.F. et al: Metal Foams. A Design Guide *Elsevier* 2000.
- [7] BANHART, J. Light Metal Foams – History of Innovation and Technological Challenges. *Advanced Engineering Materials*. 2013, 15, No. 3, pp. 82-111.
- [8] CURRAN, D.C. Aluminium Foam Production using Calcium Carbonate as a Foaming Agent. [Doktorská disertační práce]. Department of Materials Science and Metallurgy, University Cambridge, 2003.
- [9] MICHNA, Š et al. Encykloperie hliníku. Adin, s.r.o. Prešov, 2005. In. JERZ, J. Výroba a průmyslové využití pěnového hliníku, kap. 10.8, s. 642 až 693.
- [10] GARCIA-MORENO, F. Commercial Application of Metal Foams: Their Properties and Production. *Materials* 2016, 9, 85, pp. 1 to 27.
- [11] GERGRY, V. and B. CLYNE. The FormGRIP Proces: Foaming of Reinforced Metals by Gas Release in Precursors. *Advanced Engineering Materials*, 2, No. 4, 2000. p. 175–178.
- [12] HARTMANN, M. Herstellung, Struktur und Eigenschaften syntaktischer Magnesiumschäume. (Production, structure and properties of syntactic magnesium foams.). Doctoral Thesis. Der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. 2015, in German.
- [13] BIKERMAN, J. Foams. 1<sup>st</sup> edition, Verlag Berlin/New York, 1973.

### **Literatura ke kapitole 1**

#### **Charakteristika celulárních kovových systémů**

- [1] BANHART John. Manufacturing Routes for Metallic Foams. *Solidification Science: Overview Journal JOM* 52 (12) 2000, pp. 22-27.
- [2] BANHART, J. Manufacture, Characterization and Application of Cellular Metals and Metal Foams. *Progress Materials Science*, Vol. 46, Iss. 6, (2001), pp. 559–632.
- [3] ASHOLT, P. *Metal Foams and Porous Metal Structures*, ed. J. Banhart, M.F. Ashby, and N.A Fleck (Bremen, Germany: MIT-Verlag, 1999), p. 133.
- [4] WOOD, J. *Metal Foams*, ed. J. Banhart and H. Eifert (Bremen, Germany: MIT-Verlag, (1997), p. 31.
- [5] PRAKASH, SANG, H. and J. D. EMBURY, *Material Science Engineering*, A199 (1995), p. 195.
- [6] KENNY, L. D. Mechanical Properties of Particles Stabilized Aluminium Foam. *Material Science Forum*, 217-222 (1996), pp. 1883–1890.
- [7] SIMONE, A.E. and L.J. GIBSON. Aluminium Foams Produced by Liquid State Processes. *Acta Material*, 46 (1998), pp. 3109–3123.
- [8] BEALS, J.T. and M.S. Thomson. Density gradient effects on aluminium foam compression. *Journal Materl Science* 1997; 32 (13), pp. 3595–3600.
- [9] MIYOSHI, T., ITOH, M. AKIYAMA, S. and A. KITAHARA. "Production Processes, Properties, and Applications" *Advanced Engineering Materials* 4, 2000, pp. 179–183.
- [10] MA, L. and Z. SONG, *Scripta Materialia*, 1998, 39 (11) pp. 1523–1528.
- [11] SHAPOVALOV, V. Porous and Cellular Materials for Structural Applications, Vol. 521, ed. D.S. Schwartz et al. (Warrendale, PA: MRS, 1998), p. 281.
- [12] BAUMGÄRTNER, F., DUARTE, I. and J. BANHART. Industrialisation of Powder Compact Foaming Process. *Advanced Engineering Materials*, 2 (4), 2000, pp. 168–174.

- [13] RAJAK, D.K. KUMARASWAMIDHAS, L. A and S. DAS. Technical Overview of Aluminum Alloy Foam. *Material Science* 48 (2017) pp. 68-86.
- [14] LEITLMEIER, D. DEGISCHER, H.P. and H.J. FLANKL. Development of a Foaming Process for Particulate Reinforced Aluminium Melts. *Advanced Engineering Materials*. 2002, Vol. 4, pp. 735–740.
- [15] YUN, H. et al. Influence of withdrawing speed on the porous structures of Gas ingots fabricated by Bridgman method. *Journal of Material Processing Technology*. Vol. 245, July 2017, pp. 106–114.
- [16] ASHBY, M.F. EVANS, A. FLECK, N.A. GIBSON, L.J HUTCHINSON, J.W. and H.N.G WADLEY. *Metal Foams – A design guide*. Butterworth Heinemann, 2000.
- [17] CINGI, C. NIINI, E. DRKAS, J. Foamed aluminium parts by investment castings. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*. Vol. 344, Iss. 1-3, 20, July 2009, pp. 113-117.
- [18] CURRAN, D.C. Aluminium Foam Production using Calcium carbonate as a Foaming Agent [Doktorská disertační práce]. Department of Materials Science and Metallurgy, University Cambridge, 2003.
- [19] AKIYAMA, S. et al. US Patent 4,713,277: Foamed Metal and Method of Producing Same. 1987.
- [20] AOYAGI, N. and Y. KOJIMA, Production Process and Microstructure of Aluminium Alloy Foams by Semi-solid Stirring Method. In 5th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. 1998. Colorado, USA.
- [21] ALPORAS, ALPORAS® brochure. 1998, Shinko Wire Co., Ltd., Amagasaki-shi, Japan.
- [22] MIYOSHI, T. HARA, S., MUKAI, T. and K. Higashi. Development of a Closed Cell Aluminium Alloy Foam with Enhancement of the Compressive Strength. *Materials Transactions, JIM*, 2001. 42(10): p. 2118-2123.
- [23] ŠIMANCIK, F. and J. KOVACIK. Porosity in Complex 3D-Parts Prepared from Aluminium Foam. In. *Metal Foams*. 1997. Bremen, Germany: MIT-Verlag Publishing, Bremen.
- [24] MELZNER, A. BANHART, J. BAUMEISTER, J. and M. WEBER German patent 19813176.
- [25] GERGELY, V. and T.W. CLYNE. The FORMGRIP: Process: Foaming of Reinforced Metals by Gas Release in Precursors. *Advanced Engineering Materials* 2, (2000) p. 175-178.
- [26] GERGELY, V. CURRAN, D.C. and T.W. CLYNE. The FOAMCARP Process. *Composites Science and Technology*, 63 (16), 2003, pp. 2301–2310.
- [27] WIGHTMAN, G. and D.J. FRAY. *Metallurgical Transaction* 14 B (1983), pp. 625 to 631.
- [28] IBRAHIM, A.H. Effect of Material and Processing Parameters on the Morphology of Aluminium Foams Produced by the PM Route. Faculty of Engineering – University of Erlangen-Nürnberg, Erlangen, 2005.
- [29] BAUMEISTER, J., German Patent 40 18 360, (1990); US Patent 5,151,246 (1992), European Patent EP 0460392A1 (1996).
- [30] BAUMEISTER, J. and H. SCHRADER. German Patent DE 41 01 630 (1991).
- [31] BAUMEISTER, J. BANHART, J. and M. WEBER. German Patent DE 44 26 627, (1997).
- [32] Alulight – Brochure (MEPURA, Ranshofen, Austria).
- [33] ZEPPELIN, F. *Composite Science and Technology* 63 (2003), pp. 2293.
- [34] BANHART, J. In: Proc. Symp. Metallschaume (MIT- Verlag, Bremen, 1997), p. 225.
- [35] DEGISCHER, H.P. and B. KRISZT. *Handbook of Cellular Metals* (Wiley-VCH, Weinheim 2002).
- [36] COHRT, H. and F. BAUMGARTNER. *Proceedings Werkstoffwoche 98* (1999), p. 159.
- [37] BANHART, J. Production Methods for Metallic Foams. Personal internet homepage, Fraunhofer-Institute for Applied Materials Research, Bremen, Germany, 1998, pp. 3-12, XP002349180.
- [38] BANHART, J. and BAUMEISTER, J. Deformation Characteristics of Metal Foams. *Journal of Materials Science* 33, 1998, pp. 1431-1440.
- [39] KRISZT, B., FALAHATI, A. and H.P. DEGISCHER In „Metallschäume“, Proc. Symp. Metal Foams, ed.: J. Banhart, MIT-Verlag, Bremen, (1997), p. 59, (in German).
- [40] BANHART, J. *Advanced Engineering Materials* 8, 2006, p. 781.

- [41] NAVACERRADA, M. A. FERNANDEZ, P. DIAZ, C and A. PEDRERO. *Applied Acoustics* 74 (2013) 496.
- [42] OAK, S.M. KIM, B.J. KIM, W.T. CHUN M. S. and Y.H. MOON. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 130-131, p. 304.
- [43] HAESCHE, M. LEHMHUS, D. WEISE, J. WICHMANN M. and I. C. M. MOCELLIN *Journal of Materials Science & Technology* 26, 2010, p. 845.
- [44] BAUMGÄRTNER, F. DUARTE, I. and J. BANHART. Industrialisation of Powder Compact Foaming Process. *Advanced Engineering Materials*, 2000, 2, No. 4. pp. 168-174.
- [45] KAMMER, Katrin Aluminium foam. TALAT, Lecture 1410, EAA – European Aluminium Association, 1999.
- [46] ŠIMANČÍK, F. RAJNER, W. and J. JERZ. Alulight – Highly Porous Foamed Aluminium Panels with Outstanding Properties at Low Density. European Automotive Congress Bratislava 2001, SAITS 01112, pp. 1 to 6.
- [47] DEGISCHER, H.P. and B. KRISZT. Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications, Eds., Wiley-VCH, Weinheim, 2002.
- [48] BANHART, J. Aluminium Foams for Light Vehicles. *International Journal of Vehicle Design* 37, 2005, pp. 114-125.
- [49] BANHART, J. SCHMOLL, C. and U. NEUMANN. Light-weight aluminium foam structures for ships. In *Materials in Oceanic Environment (Euromat '98)*, Ed: L. Faria, Federation of European Materials Societies (FEMS), 1998, pp. 55.
- [50] YU, C.J. EIFERT, H.H. BANHART, J. and J. BAUMEISTER. *Materials Research Innovations* 1998, 2, pp. 181-188.
- [51] ASHBY, M.F. EVANS, A. G. FLECK, N. A. GIBSON, L. J. HUTCHINSON, J. W. and H. N. G. WADLEY. *Metal foams: A design guide*, Butterworth-Heinemann: Boston, 2000.
- [52] ŠIMANČÍK, F. RAJNER, W. and R. LAAG. Reinforced 'Alulight' for structural use. In *Processing and properties of lightweight cellular metals and structures* (Eds: A. Ghosh, T. H. Sanders, T. D. Claar), TMS, 2002.
- [53] ŠIMANČÍK, F. LÚČAN, L. and J. JERZ. Reinforced aluminium foams, In *Cellular Metals and Metal Foaming Technology (MetFoam2001)* (Eds: J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck), Verlag MIT Publishing, 2001, pp. 365.
- [54] BANHART, J. GARCÍA-MORENO, F. HEIM, K. and H.W. SEELIGER. Light-Weighting in Transportation and Defence Using Aluminium Foam Sandwich Structures. *International Symposium on Light Weighting for Defence, Aerospace and Transportation Indian Institute of Metals*, Goa, 11 November 2017.
- [55] Podkladové a propagační materiály firmy LKR.
- [56] JERZ, J. Foamed Aluminium and Aluminium Alloys Prepared by Powder Metallurgy. [Disertační práce]. TU Vienna, 1995.
- [57] LEHMHUS, D. and J. BANHART. Properties of heat-treated aluminium foams. *Materials Science and Engineering A* 349 (2003), pp. 98-110.
- [58] KENNEDY, A.R. The effect of TiH<sub>2</sub> heat treatment on gas release and foaming in Al-TiH<sub>2</sub> preforms. *Scripta Materialia* Vol. 47, Iss. 11, 2002, pp. 763-767.
- [59] Podkladové materiály MEPURA – NEUMAN, Rakousko.
- [60] DUOCELL product information, ERG Inc., Oakland Ca., USA, (1996).
- [61] YOSIDA, Y. HAYASHI, C. *Conf. Casting Science and Technology*, Sept. 1990, p.103.
- [62] Podkladové a propagační materiály firmy ERG and Aerospace Corporation, USA.
- [63] MALEKJAFARIN, M. and S. K. SADRNEZHAAD. Effect of SIC on Microstructural Features and Compressive Properties of Aluminium Foam. *Sciencia Iranica* 2014 (A) 21 (4) pp. 1325-1329.
- [64] ZHOU, Y. LI, Y. and J. YUAN. The Stability Aluminium Foams at the Accumulation and Condensation Stage in the Gas Injection Foaming Process. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*. 482, 2015, pp. 468–476.
- [65] Allen, B.C., Mote, M.W. Sabroff, A.M. US Patent 3, 087 807, 1963.

## **Literatura ke kapitole 2**

### **Způsob výroby porézních kovových materiálů**

- [1] PAPATONIOU, I.G. et al. Application of Aluminium Flakes in Fabrication of Open-Cell Aluminium Foams by Space Holder Method. *Materials* 2018, 11(8), p. 1420.
- [2] BAKAN, H.I. A Novel Water Leaching and Sintering Process for Manufacturing Highly Porous Stainless Steel. *Scripta Materialia* 2006, 55, pp. 203–206.
- [3] EI-HADEK, M.A. and S. KAYTBAY. Mechanical and Physical Characterization of Copper Foam. *International Journal of Mechanics and Materials in Design* 2008, 4, pp. 63–69.
- [4] NABAWY, A.M.; KHALIL, K.A.; AL-AHMARI, A.M.; SHERIF, E. and S.M. MELT. Processing and Characterization of Al-SiC Nanocomposite, Al, and Mg Foam Materials. *Metals* 2016, 6, pp. 1–11.
- [5] BAFTI, H. and A. HABIBOLAHZADEH. Production of Aluminum Foam by Spherical Carbamide Space Holder Technique-processing Parameters. *Materials and Design* 2010, 31, 9, pp. 4122–4129.
- [6] HU, L. NGAI, T. PENG, H. LI, L. ZHOU, F. and Z. Peng. Microstructure and Properties of Porous High-N Ni-Free Austenitic Stainless Steel Fabricated by Powder Metallurgical Route. *Materials* 2018, 11, 1058.
- [7] JAKUBOWICZ, J. ADAMEK, G. and M. DEWIDAR. Titanium Foam made with Saccharose as a Space Holder. *J. Porous Materials*. 2013, 20, pp. 1137–1141.
- [8] ARIFVIANTO, B.; LEEFLANG, M. and J. ZHOU, A. New Technique for the Characterization of the Water Leaching Behavior of Space Holding Particles in the Preparation of Biomedical Titanium Scaffolds. *Mater. Lett.* 2014, 120, pp. 204–207.
- [9] ESEN, Z. and S. BOR. Processing of Titanium Foams Using Magnesium Spacer Particles. *Scripta Materialia* 2007, 56, pp. 341–344.
- [10] LICHÝ, P. BEDNÁŘOVÁ, V. ELBEL, T. and I. LÁNA. Kovové pěny – perspektivní materiál dalšího tisíciletí, 49. Slévárenské dny, Brno, 2012, ISBN 978-80-02-02405-7.
- [11] MOHAMMED, S. H. and A.A. ALJUBOURI. Manufacturing of Aluminium Foam as a Light Weight Structural material. *Engineering and Technical Journal*, 2016, Vol. 34. Part. (b) No. 5, pp. 697–702.
- [12] ZHAO, Y.Y. FUNG, T. ZHANG, L.P. and F.L. ZHANG Lost Carbonate Sintering Process For Manufacturing Metal Foams. *Scripta Materialia* 2005, Vol. 52, pp. 295 to 298.
- [13] LI, D.S. ZHANG, Y.P. EGgeler, G. and X.P. ZHANG, High Porosity and High-Strength Porous Niti Shape Memory Alloys With Controllable Pore Characteristics. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, Vol. 470, pp. 1 to 5.
- [14] LAPTEV, A. BRAM, M. BUCHKREMER, H.P and D. STÖVER, Study of Production Route for Titanium Parts Combining Very High Porosity And Complex Shape. *Powder Metallurgy*, 2004, Vol. 47, pp. 85 to 92.
- [15] LUNA, E. E. M. BARARI, F. WOOLLEY, R and R. CODDALL. Casting Protocols for the Production of Open Cell Aluminium Foams by the Replication Technniqui and the Effect on Porosity. Department of Materials Science and Engineering. University of Sheffield.
- [16] BARARI, F. metal foam regenerators, heat transfer and pressure drop in porous metals. [Doctoral Thesis]. The University of Sheffield, 2014.
- [17] Underlying materials of the Exxentis – porous materials Swiss company (2018).
- [18] CURRAN, D.C. Aluminium Foam Production using Calcium carbonate a s a Foaming Agent [Doktorská disertační práce]. Department of Materials Science and Metallurgy, University Cambridge, 2003.
- [19] Podkladové materiály firmy Material Distric Naarden.
- [20] Podkladové materiály firmy Composite Material, Ltd., ALUPOR.
- [21] Podkladové materiály firmy Alumeco Group, Denmark.
- [22] WANG, Z. et al. Manufacturing of Open-cell Aluminum Foams via Infiltration Casting in Super Gravity Fields and Mechanical Properties. *Royal Society of Chemistry* 2018, 8, pp. 15933-15939.
- [23] BANHART, J. Manufacture, Characterisation and Application of Cellular Metals and Metal Foams, *Prog. Mater. Sci.*, 2001, 46, pp. 559–632.
- [24] FABRIZIO, Q. BOSCHETTO, A. ROVATTI L. and L. SANTO. Replication Casting of Open-cell AlSi7Mg0.3 Foams. *Mater. Lett.*, 2011, 65, pp. 2558–2561.

- [25] LARA-RODRIGUEZ, G. FIGUEROA, I. SUAREZ, M. NOVELO-PERALTA, O. ALFONSO, I. and R. GOODALL, A Replication-Casting Device for Manufacturing Open-cell Mg Foams, *J. Mater. Process. Technol.*, 2017, 243, pp. 16–22.
- [26] WANNASIN, J. and M. FLEMINGS. Fabrication of Metal Matrix Composites by a High-Pressure Centrifugal Infiltration Process. *J. Mater. Process. Technol.*, 2005, 169, pp. 143–149.
- [27] PIMIENTO, S. B. ROJAS, M.E.H. and M.E.P. PARDAVÉ. Processing and Characterization of Open-cell Aluminum Foams Obtained Through Infiltration Processes. International Congress of Science and Technology of Metallurgy and Materials SAM – CONAMET 2014. *Procedia Materials Science*, 2015, 9, pp. 54-61.
- [28] BAFTI, H. and A. HABIBOLAHZADEH. Production of Aluminum Foam by Spherical Carbamide Space Holder Technique-processing Parameters. *Materials and Design* 31, 2010, pp. 4122–4129.
- [29] AIDA, S.F. HIJRAH, M.N. AMIRAH, A.H. ZUHAILAWATI, H. and A.S. ANASYIDA. Effect of NaCl as a Space Holder in Producing Open Cell A356 Aluminium Foam by Gravity Die Casting Process. *Procedia Chemistry* 2016, 19, pp. 234–240.
- [30] NANSAAANG, S. and S. SOPHA. A Synthesis of Aluminium Foam from Ingot Compressing Method. Proceedings of the 1st WSEAS International Conference on Material Science (Materials' 08), 2008, pp. 130–133, ISSN: 1790-2769.
- [31] HUSSAIN, Z and N.S. SUFFIN. Microstructure and mechanical Behaviour of Aluminium Foams Produced by Sintering Dissolution Process Using NaCl Space Holder. *Journal of Engineering Science*, 2011, Vol. 7, pp. 37-49.
- [32] MICHAİLIDIS, N. and F. STERGIOUDI. Establishment of Process Parameters for Producing Al-Foam by Dissolution and Powder Sintering Method. *Materials and Design*, 2011, 32, 3, pp. 1559-1564.
- [33] XIAO-QING, C., ZHI-HUA, W., HONG-WEI, M., LONG-MAO, Z. and Y. GUI-TONG. Effects of Cell Size on Compressive Properties of Aluminium Foam. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2006, 16, pp.351–356.
- [34] LUNA, E.M.E. Investigation of Porous Metals as Improved Efficiency Regenerations. Doctoral thesis. The University of Sheffield, 2016.
- [35] CONDE, Y. DESPOIS, J.F. GOODALL, R. MARMOTTANT, A. SALVO, L. SAN MARCHI C. AND A. MORTENSEN. Replication Processing of Highly Porous Materials. *Advanced Engineering Materials*, 2006, Vol. 8, No. 9, pp. 795-803.
- [36] GOODALL, R. Chapter 10 - Porous Metals: Foams and Sponges, In I.T. Chang and Y.Y. Zhao eds. *Advances in Powder Metallurgy: Properties, Processing and Applications*, Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2013, pp. 273-307.
- [37] ASHBY, M. F. EVANS, A. G. FLECK, N. A. GIBSON, L. J. HUTCHINSON J. W. and H. N. G. WADLEY. *Metal Foams: A Design Guide*, Boston: Butterworth Heinemann, 2000, pp. 1-39.
- [38] CZYZEWSKI, A. Nature Inspires New Methods of Making Porous Materials [Online]. Available:<http://www.theengineer.co.uk/civil/news/nature-inspires-new-methods-of-making-porous-materials/1009543.article>. (2011, August 1).
- [39] ROUQUEROL, J. ANVIR, D. FAIRBRIDGE, C.W. EVERETT, D.H. HAYNES, J.H. PERNICONE, N. RAMSAY, J. D. F. SING, K. S. W. and K. K. UNGER. Recommendations for the Characterization of Porous Solids. *Pure & Applied Chemistry*, Vol. 66, No. 8, 1994, pp. 1739-1758.
- [40] LIU, P. HU, B. YU, A. LIANG, K. AND S. GU. Development in Applications of Porous Metals. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2001. Vol. 11, No. 5, pp. 629-638.
- [41] ALOTHMAN, Z. A. A. Fundamental aspects of silicate mesoporous materials. *MDPI Materials*. Vol. 5, No. 12, 2012. pp. 2874-2902.
- [42] ARRUA, R.D. STRUMIA, M.C. AND C.I. ALVAREZ-IGARZABAL. Macroporous Monolithic Polymers: Preparation and Applications. *MDPI Materials*. Vol. 2, No. 4, 2009, pp. 2429-2466.

### **Literatura ke kapitole 3**

#### **Fyzikální podstata napěňovacího procesu**

- [1] KÖRNER, C. *Integral Foam Molding of Light Metals*. Springer – Verlag Berlin Heidelberg, 2008. ISBN 978-3-540-66838-9.

- [2] LANGE, H. Schäume und ihre Stabilität. VDI-Berichte, 182, 1972, pp. 71–77.
- [3] PUGH, R.J. Foaming, Foam Films, Antifoaming and Defoaming. *Advances in Colloid Interface Science*, 64, 1996, pp. 67–142.
- [4] LUTZE and J. RUGE. Wasserstoff in Aluminium und seinen Legierungen. *Metall*, 44 (8), (1990), pp. 741–748 (in German).
- [5] EICHENAUER, W. and J. MAKROPOULUS, Messung des Diffusionskoeffizienten von Wasserstoff in flüssigem Aluminium. *Zeitschrift für Metallkunde*, 65(10), 1974, pp. 649–652 (in German).
- [6] EICHENAUER, W. HATTENBACH, K., and H. WITTE. *Zeitschrift für Metallkunde*, 54, (1963), pp. 402.
- [7] ROUČKA, J. *Metallurgie neželezných slitin (Metallurgy of Non-Ferrous Alloys)*. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004. 148 s. ISBN 80-214-2790-6 (in Czech, Europe).
- [8] AMBRIZ, R.R. and D. JARAMILLO. Mechanical Behavior of Precipitation Hardened Aluminium Alloys Welds. *INTECH*, 2014.
- [9] KOUKAL, J. et al. *Materiály a jejich svařitelnost*. 1. Vyd. VŠB-TU Ostrava, 2009, ISBN 978-80-248-2025-5.
- [10] TALBOT, D. E. J. Effects of Hydrogen in Aluminium, Magnesium, Copper, and their Alloys. *International Metallurgical Reviews*, 20, 1975, pp.166–184.
- [11] KALOUSEK, J. et al. *Fyzikální chemie metalurgických procesů. (Physical Chemistry of Metallurgical Processes)*. 1. ed. Technical University of Liberec (in Czech, Europe).
- [12] RANSLEY, C.E. and H. NEUFELD. *Journal of the Institute of Metals*, 1947-1948, vol. 74, pp. 559-620.
- [13] OPIE, W.R. and N.J. GRANT. Hydrogen Solubility in Aluminium and Some Aluminium Alloys. *Transaction AIME*, vol. 188, 1950, pp. 1237-1241.
- [14] TALBOT, D. E. J. and P. N. ANYALEBECHI. Solubility of Hydrogen in Liquid Aluminum. *Materials Sciences and Technology*, 4 1988, p. 1-4.
- [15] EICHENAUER, W. HATTENBACH, K. and Z. PEBLER. The Solubility of Hydrogen in Solid a Liquid Aluminium, *Zeitschrift für Metallkunde*. Vol. 52, 1961, pp. 682-684.
- [16] GRIGORENKO, G.M. and V. I. LAKOMSKY. Solubility of Hydrogen in Aluminum at Temperatures Characteristic of Arc Melting. *Auto. Weld.*, Vol 20, 1967, pp. 27–29.
- [17] ICHIMURA, M. IMABAYASHI, M. and M. HAYAKAWA. Measurement of the Diffusion Coefficient and Solubility of Hydrogen in Solid Aluminium, *Journal of the Japanese Institute of Metals and Materials*. Vol 43, 1979, pp. 876-883 (in Japanese).
- [18] IMABAYASHI, M. ICHIMURA, M. and Y. Sasajima. Solubility of Hydrogen in Molten Aluminium. *Light Metals*, Vol 45, 1995, p 278-283 (in Japanese).
- [19] ICHIMURA, M. and IMABAYASHI, M., *Japan. Inst. Metals*, 1979, 43, p. 876.
- [20] LIU, H. BOUCHARD, M. and L. ZHANG. An Experimental Study of Hydrogen Solubility in Liquid Aluminium. *Journal of Materials Science* 30, 1995, pp. 4309-4315.
- [21] BHAKTA, A. and E. RUCKENSTEIN. Decay of Standing Foams: Drainage, Coalescence and Collapse. *Advances in Colloid and Interface Science*, 70, 1997, pp. 1-124.
- [22] KÖRNER, C. ARNOLD, M. and R.F. SINGER. Metal Foam Stabilization by Oxide Network Particles. *Materials Science and Engineering*, A 396: 28–40, 2005.
- [23] BANHART, J. Manufacturing Routes for Metallic Foams. *The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 52: 22–27, 2002.
- [24] PARK, S.H. and B.Y. HUR. A study on the Viscosity and Surface Tension in Molten Al and the Effect of Additional Elements. In J. Banhart et al., editor, *Cellular Metals. Manufacture, Properties, Applications*, pp. 123–128. Verlag MIT Publishing, Berlin 2003.
- [25] McNAMARA, G.R. and G. ZANETTI. Use of the Boltzmann equation to simulate lattice gas automata. *Physical Review Letters*, 61, 1988, pp. 2332–2335.
- [26] WOOD, J.T. Production and Application of Continuously Cast, Foamed Aluminum. In J. Banhart and H. Eifert, editors, *Proceedings of the Fraunhofer USA Metal Foam Symposium*, Stanton, USA, pp. 31–36. MIT Press-Verlag, 1998.
- [27] BAUMEISTER, J. German Patent, 4,018,360, 1990.



- [28] STANZICK, H. WICHMANN, M. WEISE, J. HELFEN, L. Baumbach, T. and J. BANHART. Process Control in Aluminum Foam Production Using Real-time X-ray Radioscopy. *Advanced Engineering Materials*, 4, 2002, pp. 814–823.
- [29] THIES, M. Lattice Boltzmann with Free Surface Applied to Formation of Metal Foams. [Doctoral thesis]. University Erlangen-Nürnberg, 2005.
- [30] BINKS, B. P. Particles as Surfactants – Similarities and Differences. *Current Opinion in Colloid & Interface Science*, 7, 2002, pp. 21–41.
- [31] PLESSET, M.S. and A. PROSPERETTI. Bubble Dynamics and Cavitation. *Annual Reviews of Fluid Dynamics*, 9, 1977, pp. 145–185.
- [32] LANDAU, L.D. and E.M. LIFSCHITZ. Hydrodynamik. *Akademie-Verlag-Berlin*, 1974.
- [33] IP, S.W. Wang, Y. and J. M. TOGURI. Aluminum Foam Stabilization by Solid Particles. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 1999, 38, pp. 81–92.
- [34] DIPPENAAR, A. The Destabilization of Froth by Solids. I. The Mechanism of Film Rupture. *International Journal of Mineral Processing*, 9, 1982, pp. 1-14.
- [35] BABCSÁN, N. LEITLMEIER, D. and H.P. DEGISCHER. Foamability of Particle Reinforced Aluminum Melt. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 34, 2003, 22–29.
- [36] MIYOSHI, T. ITOH, M. AKIYAMA, S. and A. KITAHARA. ALPORAS Aluminum Foam: Production Process, Properties, and Applications. *Advanced Engineering Materials*, 2, 2000, pp.179–183.
- [37] KRIEGER, I.M. and T. DOUGHERTY. A Mechanism for Non-newtonian Flow in Suspensions of Rigid Spheres. *Transactions of the Society of Rheology*, 3, 1959, pp. 137-152.
- [38] KOKE, J. and M. MODIGELL. Flow Behaviour of Semi-solid Metal Alloys. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 112, 2003, pp. 141–160.
- [39] CHEN, J.Y. and Z. FAN. Modelling the Rheological Behavior of Semisolid Metal Slurries. Part 1 – Theory. *Materials Science and Technology*, 18, 2002, pp. 237–242.
- [40] PARK, S.H. and B.Y. HUR. A Study on the Viscosity and Surface Tension in Molten Al and the Effect of Additional Elements. In J. Banhart et al., editor, *Cellular Metals. Manufacture, Properties, Applications*, Vorlag MIT Publishing Berlin, pp, 123-128.
- [41] GUDEN, M. and S. YUKSEL The Particulate Composite Foams Used for Powder Compacts: Foaming Compression Behavior. *Journal of Materials Science* 41 (13), 2006, pp. 4075-4084.
- [42] RAVI, K.R., PILLAI, R.M., AMARANATHAN, K.R., PAI, B.C. AND CHAKRABORTY, M. 2008, Fluidity of Aluminum Alloys and Composites: A review. *Journal of Alloys and Compounds*, 456: p. 201-210.
- [43] WANG, J., GUO, Q., NISHIO, M., OGAWA, H., SHU, D., LI, K., HE, S. AND SUN, B., The Apparent Viscosity of Fine Particle Reinforced Composite Melt. *Journal of Materials Processing Technology*, 136, 2003, p. 60-63.
- [44] SONG, Z. L., MA, L. Q., WU, Z. J. AND HE, D. P., 2000, Effects of Viscosity on Cellular Structure of Foamed Aluminum in Foaming Process. *Journal of Materials Science*. 35(1): p. 15-20.

#### **Literatura pro kapitulu 4**

##### **Napěňovací činidla pro výrobu celulárních kovových systémů**

- [1] KÖRNER, C. Integral Foam Molding of Light Metals. *Springer – Verlag Berlin Heidelberg*, 2008. ISBN 978-3-540-66838-9.
- [2] MATIJASEVIC-LUX, B. and J. BANHART. Improvement of Aluminium Foam Technology by Tailoring of Blowing Agent. *Scripta Materialia*, vol. 54 (4) February 2006, pp. 503-508.
- [3] DAVIES, J.R. Aluminum and Aluminum Alloys ASM International, *Materials Park* 1993.
- [4] KAMMER, C. (Ed.) Aluniniumtaschenbuch, vol. 1, Aluminiumverlag Düsseldorf, 1995.
- [5] KOIZUMI, T. et al. Foaming Agents for Powder Metallurgy Production of Aluminium Foam. *Material Transaction*, vol. 52, No 4, pp. 728-773.
- [6] BINKS, B.P Particles as Surfactants – Similarities and Differences. *Current Opinion in Colloid & Interface Science*, 7, 2002, pp. 2-41.
- [7] DEGISCHER, H. P. and B. KRISZT, (Ed.) Handbook of Cellular Metals. WILEY-VCH, 2002.

- [8] GERGELY, V. and T. W. CLYNE. The FORMGRIP Process: Foaming of Reinforced Metals by Gas Release in Precursor. *Advanced Engineering Materials*, 2000, 2, pp. 175–178.
- [9] GERGELY, V. CURRAN, D.C. and T.W. CLYNE. The FOAMCARP Process: Foaming of Aluminium MMCs by the Chalk–aluminium Reaction in Precursors. *Composites Science and Technology*, 63, 2003, pp. 2301-2310.
- [10] GUI, M.C. WANG D. B. WU, J. J. YUAN, G. J. and C. G. LI. Deformation and Damping Behaviors of Foamed Al-Si-SiCp Composite. *Materials Science and Engineering A*, 286, 2000, pp. 282-288.
- [11] HASHIMOTO, Y. and H. OHASHI. Droplet Dynamics Using the Lattice-gas Method. *International Journal of Modern Physics C*, Vol. 08. No. 04, 1997, pp. 977-983.
- [12] IBRAHIM, A.H. Effect of Material and Processing Parameters on the Morphology of Aluminium Foams Produced by the PM route. [PhD. Thesis], University of Erlangen Nürnberg, 2005.
- [13] SASTRI, M. V. C. VISWANATHAN, B. and S. S. MURTHY, (Ed.) Metal Hydrides. *Narosa Publishing House*, 1998.
- [14] GREENWOOD, N. and A. EARNSHAW. Chemistry of the Elements (2nd ed.). 1997 *Butterworth-Heinemann*. ISBN 0-08-037941-9.
- [15] HOLLEMAN, A. F. WIBERG, E. Inorganic Chemistry Academic Press San Diego, 2001. ISBN 0-12-352651-5.
- [16] RITTMAYER, P. and U. WEITELMANN. Hydrides. *Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry*. Wiley-VCH, 2005, pp. 13-199.
- [17] MILLENBACH, P. and G. MEIR The Electrochemical Formation of Titanium Hydride. *Journal of the Less Common Metals*. 87 (2), October 1982, pp. 179-184.
- [18] ZHANG, H. and E. H. KISI. Formation of Titanium Hydride at Room Temperature by Ball Milling. *Journal of Physics: Condensed Matter*. 9 (11), 1997, pp. 185-190.
- [19] BROWN, Ch. C. and R. E. BUXBAUM, Kinetics of Hydrogen Absorption in Alpha Titanium". *Metallurgical Transactions A*. 19 (6), June 1988. pp. 1425-1427.
- [20] FUKAI, Y. The Metal-Hydrogen System, Basic Bulk Properties, 2nd. edition. *Springer*. 2005. ISBN 978-3-540-00494-3.
- [21] NUMAKURA, H; KOIWA, M; ASANO, H, and F. IZUMI Neutron Diffraction Study of the Metastable Titanium Deuteride. *Acta Metallurgica*. 36 (8), 1988, pp. 2267–2273.
- [22] DONACHIE, M. J. Titanium a Technical Guide. *ASM International*, 2000. ISBN 0-87170-686-5.
- [23] LU, G. BERNASEK, S. and J. SCHWARTZ. Oxidation of a Polycrystalline Titanium Surface by Oxygen and Water. *Surface Science*. 458, (1-3), 2000, pp. 80-90.
- [24] YANG, D. HUIWANG, J.CH. JANG, J. MA, A. and Z. P. LU. Effect of Decomposition Kinetics of Titanium Hydride on the AL Alloy Melt Foaming Process. *Journal of material Science et technology*, Vol. 31, Iss. 4, April 2015, pp. 361-368.
- [25] BOWMAN, R. CRAFT, B. CANTRELL, J. and E. VENTURINI, Effects of Thermal Treatments on the Lattice Properties and Electronic Structure of ZrH<sub>x</sub>". *Physical Review B*. 31 (9), 1985), pp. 5604-5615.
- [26] BOWMAN, R. VENTURINI, E. CRAFT, B. and A. ATTALLA, A. Occupational Safety and Health Guideline for Zirconium & Compounds Archived July 21, 2011, at the Wayback Machine. Occupational Safety & Health Administration, U.S. Department of Labor.
- [27] MATIJASEVIC, B. Gorke, O. SCHUBERT, H and J. BANHART. Zirconium Hydride a Possible Blowing Agent for Making Aluminium Alloy Foams. *Porous Metals and Metal Foaming Technology*, 2005. Edited by H. Nakajima and N.Kanetake, The Japan Institute of Metals.
- [28] SPEED, S.E. Foaming of Metal by Catalysed and Controlled Decomposition of Zirconium Hydride and Titanium Hydride. US Patent 3,981, 720, 1976.
- [29] BLACK, J. P. Edge. An Introduction to the Nature and Technology of Hydrides, Metal Hydrides, ed. by W. M. Muller, J. P. Blackledge and G. G. Libowitz (Academic Press, New York, 1968), pp. 1-20.

- [30] HELFEN, L. BAUMBACH, T. STANZICK, H. BANHART, J. ELMOUTAOUAKKIL J. A. and P. CLOETENS. Viewing the Early Stage of Metal Foam Formation by Computed Tomography Using Synchrotron Radiation. *Advanced Engineering Materials*, 4, 2002, pp. 808-813.
- [31] MATIJASEVIC, B. FIECHTER, S. ZIZAK, I. GORKE, O. WANDERKA, N. SCHUBERT-BISCHOFF, P. and J. BANHART. PM Lightweight and Porous Materials, Powder Injection Moulding, *PM Functional Materials*, ed. by H. Danninger, R. Ratzl (European Powder Metallurgy Association, 2004) pp. 149-155.
- [32] PAPADOPOULOS, D. P. OMAR, H. STERGIODI, F. TSIPAS S. A. MICHAILEDIS, N. The Use of Dolomite as Foaming Agent and Its Effect on the Microstructure of Aluminium Metal Foams - Comparison to Titanium Hydride. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*. Vol. 382, Iss. 1-3, 5., June 2011, pp.118-123.
- [33] PAPADOPOULOS, D. P. [Thesis Ph. D]. Aristotle University of Thessaloniki, Department of Mechanical Engineering, 2008.
- [34] BANHART, J. Manufacture, Characterization and Application of Cellular Metals and Metal Foams. *Progress in Materials Science* 46, 2001, pp. 559-632.
- [35] HAESCHE, M. LEHMUS, D. WEISE, J. WICHMANN, M. and I. C. MOCELLIN. Carbonates as Foaming Agent in Chip-base Aluminium Foam Precursor. *Journal Material Science Technology*, 2010, 26 (9) pp. 845-850.
- [36] BAUMEISTER, J. WEISE, J. JESWEIN, A. BUSSE, M. and M. HAESCHE. Metal Foam Production from AlMg4.5Mn Recycling Machining Chips by Means of Thixocasting and the Effects of Different Additives for Stabilization, in Proc. 5th Int. Conf. on Porous Metals and Metallic Foams, eds. L.P. Lefebvre, J. Banhart, D.C. Dunand, DEStech Publications, Inc., Lancaster, 2008, 83.
- [37] ESMAEELZADEH, S. SIMCHI, A. and D. LEHMUS. Materials Science Engineering A, 2006, pp. 424-290.
- [38] LEHMUS, D. WICHMANN, M. and M. BUSSE. Kinetic Analysis of Foaming Agent Variants As a Means Toward Optimised Temperature Cycles and Foaming Agent/Matrix Alloy Combinations. *Porous metal metallic foam*. Conference METFOAM, 2007.
- [39] BRYANT, J.D. United States Patent 2006/0243094 A1, 2006.
- [40] KEVORKIJAN, V. Low-Cost Aluminium Foams Made by CaCO<sub>3</sub> Particulates. *MJoM* Vol. 16 (3) 2010 pp. 205-219.
- [41] CURRAN, D.C. Aluminium Foam Production Using Calcium Carbonate as a Foaming Agent [Doctoral thesis]. Department of Materials Science and Metallurgy, University Cambridge, 2003.
- [42] GERAMIPOUR, T. and H. OVEISI. Effects of Foaming Parameters on Microstructure and Compressive Properties of Aluminium Foams Produced by Powder Metallurgy Method. *Transaction Nonferrous Metals Society*. China 27, 2017, pp. 1569-1579.
- [43] NAKAMURA, T. GNYLOSKURENKO, S. V. SAKAMOTO, K. BYAKOVA, A. V. and R. ISHIKAWA. Development of a New Foaming Agent for Metal Foam. *Mater. Transactions*, 2002, 43, pp. 1191-1996.
- [44] LÁZARO, J. SOLÓRZANO, E. RODRÍGUEZ-PÉREZ, M.A. Alternative carbonates to produce aluminium foams via melt route. *Procedia Materials Science* 4 2014, pp. 275-280.
- [45] MIYOSHI, T., ITOH, M. AKIYAMA, S. and A. KITAHARA. 2000. ALPORAS Aluminium Foam: Production Process, Properties and Applications. *Advanced Engineering Materials*, 2, pp. 179-183.
- [46] GERGELY, V., CURRAN, D.C. and T.W. CLYNE. The FOAMCARP Process: Foaming of Aluminium MMCs by the Chalk-Aluminium Reaction in Precursor. *Composites Science and Technology*, 63, 2003, pp. 2301-2310.
- [47] BRYANT, J. D. CLOWLEY M. D. WILHELMY, M. D. KALLIVAYALIL, J. A. and W. WANG. In Metfoam 2007, Destech Publications, Inc., Lancaster, PA, 2008, p. 27.
- [48] BARIN, I., KNACKE, O. and O. KUBASCHEWSKI. Thermodynamic properties of inorganic substances. 1977, Berlin: Springer-Verlag.
- [49] SOLOKI, A. and H. ESMAILIAN. Carbonate Foaming Agents in Aliminum Foams: Advantage and Perspectives. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2015, Vol. 46 B, pp. 1052-1057.

## **Literatura ke kapitole 5**

### **Kovy a slitiny pro výrobu celulárních materiálů a látky zvyšující viskozitu tavenin kovů**

- [1] KALOUSEK, J. et al. Fyzikální chemie metalurgických procesů. VŠST Liberec 1980.
- [2] BANHART, J. Manufacture, Characterisation and Application of Cellular Metals and Metal Foams. *Progres in Materials Science* 2001, 46, pp. 559-632.
- [3] JIN, I. KENNY, J. I. and H. SANG. US Patent 5112697, 1992.
- [4] BABCSÁN, N., BANHART, J. and D. LEITLMEIER. Metal Foams – Manufacture and Physics of Foaming. In: International Conference *Advanced Metallic Materials*, 2003, 5-7 November, Smolenice Slovakia.
- [5] JIN, I. KENNY, L.D and H. SANG US Patent 5112 697 (1992).
- [6] GERGELI, V. JONES, L. and T. W. CLYNE. The effect of capillarity – Driven Melt Flow and Size of Particles in Cell Faces on Metal Foam Structure Evolution *Trans. JWRI* 30 (2001), pp. 371-376.
- [7] LEITLMEIER, D. DEGISCHER H. P. and H.J. FLANKL. Development of a Foaming Process for Particulate Reinforced Aluminum Melts. *Advanced Engineering Materials* 4 (2002) pp. 735-740.
- [8] BABCSÁN, N. LEITLMEIER, D. Degischer H. P. and J. Banhart, The Role of Oxidation in Blowing Particle-Stabilised Aluminium Foams. *Advanced Engineering Materials* 6, 2004, pp. 421-428.
- [9] CAPTAY, G. Interfacial Criteria for Stabilization of Liquid Foams by Solid Particles. *Colloid and Surfaces A: Physicochemical Engineering Aspects* 230, 2003, pp. 67-80.
- [10] KENNEDY, A.R. Proc. Int. Conf. High Temperature Capillarity, 29. June – 2. July 1997, Cracow, Poland, Edited by N. Eustathopoulos and N. Sobczak, (1997), pp. 395-399.
- [11] BABCSÁN, N. Ceramic Particles Stabilized Aluminium Foams. [Ph.D. dissertation], University of Miskolc, (2003).
- [12] YÜKSEL, S. The Effects of SiC Particle Addition on the Foaming and Mechanical Behavior of Aluminum Closed-Cell Foams Produced by Foaming of Powder Compacts. [Doktorská práce]. Institute of Technology-Graduate School of Engineering and Sciences of Izmir, July 2010.
- [13] MALEKJAFARIAN, M. and S.K. SADRNEZHAARD. Effect fo SiC on Microstructure Features and Compressive Properties of Aluminium Foams. *Scientia Inranica – Transaction A: Civil Engineering* 21(4), 2014 pp. 1325-1329.
- [14] KAPTAY, G. A Unified Equation for the Viscosity of Pure Liquid Metals. *Z. Metallkd* 96 (2005), pp. 1-8.
- [15] FERREIRA, I. L et al. Dependence of Surface Tension and Viscosity on Temperature in Multicomponent Alloys. *Implication for Material Processing*, March 2019.
- [16] SHI, D. et al. Effect of the Degassing on Surface Tension of Eutectic Al-Si alloys. *Kovové materiály*, 47, 2009, pp. 51-54.
- [17] SHIRANGAM, P. et al. Partial Pair Correlation Functions and Viscosity of Liquid Al-Si Hypoeutectic Alloys via High-energy X-ray Diffraction Experiments. *Philosophical Magazine A* 91 (30) 2011, pp. 3867-3904.
- [18] SRIRANGAM, P. KRAMER, M. J. and S. SHANKAR. *Acta Materialia* 59, (2) 2011, pp. 503-513.
- [19] XIGUI, S. et al. Temperature Dependent Viscosities of Eutectic Al-Si Alloys Modified with Sr and P. *Journal of Alloy and Compounds*, vol. 479, Iss. 1-2, 2009, pp. 670-673.
- [20] YAN, M. and W. LUO, *Materials Chemistry and Physics*, 2007, 104 pp. 267-270.
- [21] HRMA, P. Glass Viscosity as a Function of Temperature and Composition: A Model Based on Adam-Gibbs Equation. *Journal Non-Crystalline Solids*, 2008, 354, pp. 3389-3399.
- [22] KOBATAKE, H. et al. Surface Tension of Binary Al-Si liquid alloys. *Journal of Materials Science*, 2015, vol. 50, Iss. 9, pp. 3351-3360.
- [23] BANHART, J. Ligh-Metal Foams – Hystory of INNOVATION and Technological challenges. *Advanced Engineering Materials*, 2013. DOI: 10.002/adem. 201200217.

- [24] KINGREY, W.D. and M. HUMENIK. Surface Tension at Elevated Temperatures. I. Furnace and method for use of the sessile drop method: surface tension of silicon, iron and nickel. *J. Phys. Chem.* 1953, 57, pp.359–363.
- [25] DZHEMILEV N.K. POPEL S.I. and B.V. TSAREVSKII. Isotherm of the Density and Surface Tension of Iron-silicon Melt. *Fiz. Met. Metalloved.* 18, 1964, pp. 83–87.
- [26] ELYUTIN V.P, KOSTIKOV V.I. and V. LEVIN. Surface and Density of Si-Ti Melts, *Fizicheskaya Khimiya Poverkhnostnykh Yavlenii v Rasplavakh.* Naukova Dumka, Kiev, 971, pp. 153-159.
- [27] MUKAI, K. YUAN, Z. Nogi K. and. T. HIBIYA. Effect of Oxygen Partial Pressure on the Surface Tension of Molten Silicon and its Temperature Coefficient. *ISIJ Int.* 40, 2000, pp. 148-152.
- [28] GOUMIRI, L. JOUD, J.C. RESRE, P. MICTER, J.M. Sensations Superficielles D' alliages liquides binaires presentant un caractere d'immiscibilite: Al-Pb, Al-Bi, Al-Se et Yn-Bi. *Sur Sci* 83, 1979, pp. 471–486.
- [29] LEVIN, E.S. AYUSHINA, G.D. GEL'D, P.V. Density and Surfaceenergy Polytherms of Liquid (molten) Aluminum. *Vysokika Temp.* 6, 1968, pp. 416-418.
- [30] POPEL, S.I. KOZHURKOV, V.N. ZHUKOV, A.A. *Izv Akad Nauk SSSR Met* 5,1975, s. 69 (in Russian).
- [31] YATSENKO, S.P. KONONENKO, V.I. SUKHMANN, A.L. Experimental Investigation of Temperature Dependence Between Surface Tension and Density of Tin, Indium, Aluminum and Gallium. *Term Phys High temp* 10, 1972, pp.66–71. Translated from *Teplofizika Vysokikh Temperatur* (in Russian).
- [32] CORDOVILLA, C.G. LOUIS, E. PAMIES, A. The Surface Tension of Liquid Pure Aluminum and Aluminum–Magnesium Alloy. *J Mater Sci* 21, 1986, pp. 2787-2792.
- [33] SARAVANAN, R. A, MOLINA, J. M, NARCISO, J. GARCÍA-CORDOVILLA, C. and E. LOUIS. Effects of Nitrogen on the Surface Tension of Pure Aluminium at High Temperatures. *Scripta Mater* 2001, 44 (6), pp. 965–970. DOI: 1016/S1359-6462(00)00688-6.
- [34] MOLINA J.M, et al. The Surface Tension of Liquid Aluminium in High Vacuum: The role of surface condition. *Int J Adh Adhesives* 27, 2007, pp. 394-401.
- [35] LEVIN, E.S, AYUSHIMA, G.D, GEL'D, P.V, RYSS, M.A and V.F. SERYSI. In: Eremenko VN (ed) *Fiz. Khim. Poverkh Yavleni*, vol 120. Naukova Dumka, (1971) Kiev, pp. 153-156 (in Russian).

### **Literatura ke kapitole 6**

#### **Charakteristika fyzikálních a mechanických vlastností celulárních kovových systémů**

- [1] KRETZ, R. PM Schaumaluminium, Legierungen Mechanische Eigenschaften, LKR, 2003, Ransdofen Österreich.
- [2] ASHBY, M. F. EVANS, A. FLECK, N. A. GIBSON, L. J HUTCHINSON, J. W. and H. N. G WADLEY. *Metal Foams – A design guide.* Butterworth Heinemann, 2000.
- [3] XIA, X.C. et al. Effect of Porosity and Pore Size on the Compressive Properties of Closed Cell Mg Alloy Foam. *Journal Magnesium and Alloys* Vol. 1, Iss. 4, 2013, pp. 330-335.
- [4] ANDREWS, E. SANDERS, W. and L. J. GIBSON, Compressive and Tensile Behaviour of Aluminum Foams. *Materials Science Engineering, A* 270, 1999, pp. 113-124.
- [5] MAHAJAN, S. M. JADHAV, G. A. Aluminium Foaming for Lighter Structure. *International Journal Computational Engineering Research (IJCER)* vol. 05, Iss. 01 January 2015, pp. 70-74.
- [6] SHIM, J.D. and B.Y. BYUN. Production Process of Porrous Materials and their Applications. *Korean Journal of Material Research.* Vol. 25. No 3, 2015, pp. 155-164.
- [7] ŠIMANČÍK, F. JERZ, J. KOVÁČIK, J. and P. MINÁR. Aluminium Foam a New Light Weight Structural Material. *Kovové materiály*, 35, 1997, č. 4, pp. 265-277.
- [8] WANG, ZHAO, H. M. L. and G. YANG. *Scripta Materialia* 54, 2006, p. 83.
- [9] RAJ, R.E. PARAMESWARAN, V. and B. S. DANIEL. *Materials Science and Engineering A* 526, 2009, p. 11.
- [10] KRETZ, R. PM Schaumaluminium, Legierungen Mechanische Eigenschaften, LKR, 2003, Ranshofen Österreich.

- [11] ORT, M. Použití kovových pěn v dílech pro automobilový průmysl. Diplomová práce, KSP-FS, TUL, 2008.
- [12] GIBSON, L.J. ASHBY M.F. Cellular Solids. Cambridge University Press, New York, 1997.
- [13] MATA, A. SANTOS, A. D. PARENTE, M. P. L. VALENTE, A. A. FERNANDES, A. A. and R. N. JORCE. Study on the Forming of Sandwich Shell with Closed Cell Foam Cores. *International Journal of Material Forming*, vol. 7, Iss. 4, 2014, pp. 413-424.
- [14] GUDEN, M. and S. YÜKSEL. SiC Particulate Aluminium Composite Foams Produced From powder compacts: foaming and compression behaviour. *Journal of Materials Science* 41(13) 2006, pp. 4075-4084.
- [15] ANDREWS, E. SANDERS, W. and L. J. GIBSON. Compressive and Tensile Behaviour of Aluminium Foams. *Materials Science Engineering, A* 270, 1999, pp. 113-124.
- [16] ASTM International, ASTM E9-89a Standard Test Method of Metallic Materials at Room Temperature, ASTM International Standard, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C 700, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States, 2000.
- [17] KOVÁČIK, J. OROVČÍK, L. and J. JERZ. High-temperature Compression of Closed-cell Aluminium Foams. *Kovove Materialy*. 54, 2016, pp. 429–440. DOI: 10.4149/km 2016 6 429.
- [18] SGIMURA, Y et al. On the Mechanical Performace of Closed Cell Al Alloy Foams. *Acta Materialia*, vol. 45, Iss. 12, 1997, pp. 5245-5249.
- [19] MARKAKI, A. Mechanical Behaviour of Layered Metal Foam/Ceramic Composites. [PhD. Thesis]. Cambridge, Cambridge University 2000, p. 95.
- [20] SIMANČÍK, F. KOVÁČIK, J. and N. SEDLIAKOVÁ. In: Proceedings of Powder Metallurgy World Congress and Exhibition. Shrewsbury, EPMA 1998, p. 245. ISBN 1 899072 098.

## Literatura ke kapitole 7

### Literatura kapitola 7.1.1.

- [1] MATIJASEVIC-LUX, B. BANHART, J. FIECHTER, S. GÖRKE, O. and N. WANDERKA. Modification of Titanium Hydride for Improved Aluminium Foam Manufacture. *Acta Mater*, 54, 2006, pp.1887-1900.
- [2] KOIZUMI, T. et al. (2011). Foaming Agents for Powder Metallurgy Production of Aluminium Foam. *Materials Transactions*, Vol. 52, No 4 pp. 728 to 733.
- [3] ASHBY, M.F. et al. Metal Foams: A Design Guide. 2000 Ed. Betterwort-Heinemann.
- [4] BANHART, J. Light – Metal Foams History of Innovation and Technological Challenges. *Advanced Engineering Materials* 2013, No 3, pp. 82-111.

### Literatura ke kapitole 7.1.2

- [1] The Lincoln Electric Company The Procedure Handbook of Arc Welding 9.1(1-9.4-12).
- [2] HASHIMOTO, Y. and H. OHASHI. Droplet Dynamics Using the Lattice-gas Method. *International Journal of Modern Physics C*, 8, 1997, p.977-983.
- [3] AMBRIZ, R. R. and D. JARAMILLO. Mechanical Behavior of Precipitation Hardened Aluminium Alloys Welds. INTECH, 2014.
- [4] EICHENAUER, W. and J. MAKROPOULUS. Messung des Diffusionkoeffizienten von Wasserstoff in flüssigem Aluminium. *Zeitschrift für Metallkunde*, 65(10), 1974, p. 649–652.
- [5] ROUČKA, J. Metalurgie neželezných slitin (Metallurgy of non-ferrous alloys). 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004. 148 s. ISBN 80-214-2790-6 (in Czech, Europe).
- [6] TALBOT, D. E. J. Effects of Hydrogen in Aluminium, Magnesium, Copper, and Their Alloys. *International Metallurgical Reviews*, 1975, 20, pp.166-184.
- [7] SAN-MARTIN, A. and F.D. MANCHESTER. The H-Ti (hydrogen-titanium) system. *Bulletin of alloy phase diagrams*, 8(1), 1987, pp. 30-42.
- [8] LIU, H. BOUCHARD, M. and L. ZHANG. An Experimental Study of Hydrogen Solubility in Liquid Aluminium. *Journal of Material Science* 30, 1995, pp. 4309-4315.
- [9] TALBOT, D. E. J. and P. N. ANYALEBECHI. *Materials Sciences and Technology* 4, 1988, p. 1-4.



- [10] RANSLEY, C.E. and H. NEUFELD. J. Inst. Metals, 1947-1948, vol. 74, pp. 559-620.
- [11] OPIE, W. R. and N.J. Grant. Hydrogen Solubility in Aluminium and Some Aluminium Alloys. Transaction AIME, vol. 188, 1950, pp. 1237-1241.
- [12] ANYALEBECHI, P. N. Analysis of The Effects of Alloying Elements on Hydrogen Solubility in Liquid Aluminium Alloys. Scripta Metallurgica at Materialia, Vol. 33, No. 8 (1995) pp. 1209-1216.
- [13] GRIGORENKO, G. and V. I. LAKOMSKY. Solubility of Hydrogen in Aluminum at Temperatures Characteristic of Arc Melting. *Auto. Weld.*, Vol 20, 1967, pp. 27–29.
- [14] FEICHTINGER, H. and R.A. MORACH. Solubility of Hydrogen in Molten Aluminum at High Pressures, Aluminium, Vol 63, 1987, pp. 181-187 (in German).
- [15] ICHIMURA, M. IMABAYASHI, M. and M. HAYAKAWA. Measurement of the Diffusion Coefficient and Solubility of Hydrogen in Solid Aluminium. *Japanese Inst. Met.*, Vol. 43, 1979, pp. 876-883 (in Japanese).
- [16] TALBOT, D.E.J. The effects of Hydrogen in Aluminium and its Alloys, Maney Publishing on behalf of the Institute of Materials, London 2004, ISBN 1-902-653-73-4.
- [17] PAPP, K. and KOVACS-CSETENYI, E. Scripta metall., 1981, 15, p. 161. 17
- [18] EICHENAUER, V.W. The Solubility of Hydrogen and Deuterium in Extremely Pure Aluminium at Temperature Ranging from 400 to 600 °C, Z. Metallkunde., Vol. 59, 1968, pp. 613-616 (in German).
- [19] OUTLAW, R. A. et al., Scripta Metall., 1982, 16, p. 287.
- [20] KALOUSEK, J. et al. Fyzikální chemie metalurgických procesů. (Physical Chemistry of Metallurgical Processes). 1 ed. Technical University of Liberec (in Czech, Europe).
- [21] IMABAYASHI, M. ICHIMURA, M. and Y. Sasajima. Solubility of Hydrogen in Molten Aluminium, Keikin-zoku (Light Metals), Vol 45, 1995, p 278-283 (in Japanese).
- [22] [16] GERGELY, V. CURRAN, D.C. and T.W. CLYNE. The FOAMCARP process: foaming of aluminium MMCs by the chalk–aluminium reaction in precursors. Composites Science and Technology, 63, 2002, pp.2301–2310.
- [23] ICHIMURA, M. and Imabayashi, M., Japan. Inst. Metals, 1979, 43, p. 876.
- [24] PAPP, K. and KOVACS-CSETENYI, E., Scripta metall., 1977, 11, p. 921.
- [25] TALBOT, D.E.J. The effects of Hydrogen in Aluminium and its Alloys, Maney Publishing on Behalf of the Institute of Materials, London 2004, ISBN 1-902-653-73-4.

### **Literatura ke kapitole 7.2.2**

- [1] JERZ, J. Foamed Aluminium and Aluminium Alloys Prepared by Powder Metallurgy. Ph.D. thesis, TU Vienna, 1995,
- [2] MORENO, F.G. Commercial Application of metal Foams: Their properties and production. *Materials*, 9, 85, 2016, pp. 1-27.
- [3] PIMIENTO, S. B. ROJAS, M. E. H. and M. E. P. PARDAVÉ. Processing and Characterization of Open–cell Aluminum Foams Obtained Through Infiltration Processes. International Congress of Science and Technology of Metallurgy and Materials SAM CONAMET 2014. *Procedia Materials Science*, 9, 2015, pp. 54-61.
- [4] HASSANI, A. HABIBOLAHZADEH, A. AND H. BAFTI. *Materials at Design*. Vol. 40, September 2012, pp. 510-515.
- [5] Technical materials of the company Alumeco Group, Denmark. ([www.alumeco.com](http://www.alumeco.com)).

### **Literatura ke kapitole 7.2.3**

- [1] LUNA, E.M.E. at al. (2014). Casting Protocols for the Production of Open Cell Aluminium Foams by the Replication Technique and the Effect on Porosity. *Journal of Visualized Experiments*. 94, e52568. [www.jove.com](http://www.jove.com).
- [2] LUNA, E.M.E. Investigation of Porous Metals as Improved Efficing Regeneration. [Doctoral thesis], The University of Sheffield – Faculty of Engineering, March, 2016.

- [3] ASHBY, M. F. et al. (2000). *Metal Foams: A Design Guide*. Ed. Betterworth-Heinemann.
- [4] CONDE, Y. DESPOIS, J.F. GOODALL, R. MARMOTTANT, A. SALVO, L. SAN MARCHI, C. and A. MORTENSEN. Replication processing of highly porous materials. *Advanced Engineering Materials*, Vol. 8, No. 9, (2006). pp. 795-803.
- [5] MORENO, F.G. (2016). Commercial Application of metal Foams: Their properties and production. *Materials*, 9, 85, pp. 1–27.
- [6] PIMIENTO, S. B. ROJAS, M.E.H. and M. E. P. PARDAVÉ. Processing and Characterization of Open–cell Aluminum Foams Obtained Through Infiltration Processes. International Congress of Science and Technology of Metallurgy and Materials SAM –CONAMET 2014. *Procedia Materials Science*, 9, (2015). pp. 54-61.

### **Literatura ke kapitole 7.3**

- [1] FRAÑA, K. CFD – Computation Fluid Dynamics v magneto-hydrodynamice a průmyslové aplikace. ES TUL Liberec 2015.
- [2] FRAÑA, K. Computation Fluid Dynamics in Magnet hydrodynamics and Application. ES TUL Liberec 2015.

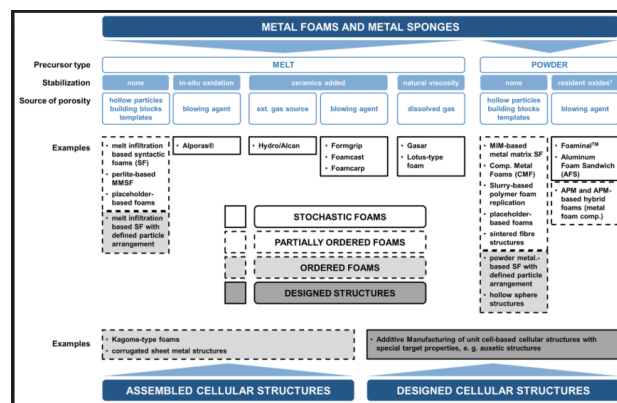
### **Literatura ke kapitole 7.4**

- [1] YANG, Y. WANG, S. and C. WEN. Gas-Liquid Two-Phase Flows in Double Inlet Cyclones for Natural Gasseparation. *Cogent Engineering*, 4(1), 2017. DOI: 10.1080/23311916.2017-1373421.
- [2] BRENNEN, Ch. E. *Fundamentals of the Multiphase Flow*. Cambridge University Press, 2005.
- [3] MA, Z. H. et al. A Compressible Multiphase Flow Model for Violent Aerated wave Impact Problems. *Proc. R. Soc. A* vol. p. 470, <http://dx.doi.org/10.1098/rspa.2014.0542>, 2017.
- [4] JANG, W.Y. HSIEH, CH. MIAO, CH. and Y. CH. YEN. Microstructure and mechanical properties of Alporas closed–cell aluminium foam. *Mat. Character.* 107, 2015, pp. 228-238.

Tabulka P1 Přehled výrobců nebo dodavatelů kovových pěn

<i>Firmy, které se zabývají výrobou hliníkových pěn a kovových porézních materiálů</i>		
Název firmy	Název produktu/procesu	Charakteristika
<b>Alantum</b> (Korea/Německo)		Otevřené pěny na bázi niklu a železa, speciální pěny pro filtraci, katalýzu nebo elektrody.
<b>Al Carbon</b> (Německo)		Kompozity, kombinace kompozitů a Al-pěn. Otevřené a uzavřené buněčné pěny.
<b>Alcarbon, GmbH</b> (Švýcarsko)		Kompozity, kombinace kompozitů a Al-pěn. Otevřené a uzavřené buněčné pěny.
<b>Aluivent Inc.</b> (Maďarsko)		Hliníkové pěny s malými a pravidelnými póry, vstřikováním plynu a hliníková kompozitní matrice.
<b>Alulight</b> (Rakousko)		Vývoj a výroba hliníkových pěn na základě práškové metalurgie, výroba desek s povrchovou krustou a různých tvarů pěn,
<b>Alusion</b> (Kanada)		Výroba hliníkových pěnových desek a pěnových výrobků (divize společnosti CYMAT)
<b>Alveotec</b> (Francie)	CASTFOAM	Výroba hliníkových pěn obvyklým slévárenským procesem.
<b>American Elements</b> (USA)		Výroba hliníkových pěn vysoké kvality.
Chand Eisenmann Metalurgical (USA)		Výroba porézního spékaného materiálu pro filtry, produkci média, atd.
<b>China Beihal Building Material Co. Ltd.</b> (Čína)	ALPORAS	Výroba hliníkových pěnových panelů a sendvičů, výroba metodou Alporas.
<b>Composite Materials Ltd.</b> (Rusko)		Výroba hliníkových pěn pro výrobu konstrukčních dílů.
<b>Corex Honeycome</b> (Velká Británie)		Výroba hliníkových jader.
<b>CYMAT</b> (Kanada)	SAF	Hliníkové napěněné panely vyráběné přímým naplněním taveniny hliníku. Napěněný hliník SAF (Stabilized Aluminium Foam).
<b>Dunlop Equipment</b> (Anglie)		Výroba pěn s otevřenými buňkami pro vysoké teploty 900 °C, aplikace řízení proudění plynu a tlumení hluku.
<b>ERG Materials and Eirospace Corporation</b> (USA)	DUOCEL	Výroba kovových pěn odléváním s otevřenými buňkami
<b>ECOCONTACT</b> (Francie)		Výroba pěn s otevřenými buňkami na abázi Al, Cu a oceli pro elektrické účely.
<b>Exxcentis</b> (Švýcarsko)		Výroba hliníkových porézních materiálů, tj. s otevřenými buňkami na bázi „držáků prostoru“, na základě využití NaCl.
<b>FOAMTECH</b> (Korea)	ALPORAS	Hliníkové desky a sendviče vyrobené metodou Alporas
<b>Franhofer Institute</b> (Německo)	IFAM	Výroba hliníkových pěn, hliníkových pěnových sendvičů a hliníkovo pěnových-ocelových sendvičů na bázi práškové metalurgie.
<b>Freund GmbH</b> (Rakousko)		Materiály pěn pro vybavení interiérů, distribuce pěn.
<b>Goodfellows Corporation</b> (USA)		Distribuce Al, Cu, Zn, Ni a napěněných materiálů.
<b>Havel metal foam GmbH</b> (Německo)		Výroba hliníkových pěnových sendvičových materiálů.
<b>Holloment GmbH</b> (Německo)		Výroba stabilních lehkých a multifunkčních celulárních materiálů.
<b>Integran Technologies Inc.</b>		Výroba kovových pěn pro energii a absorpci hluku.

(Kanada)		
<b>IWE Greiswald</b> (Německo/Rakousko)		Výroba Al pěn a průmyslových voštin na bázi práškové technologie.
<b>Korea Metal Foams</b> (Korea)		Odlévání kovové houby s otevřenými buňkami na bázi Al, Cu a Ni.
<b>ERG Metal Foam</b> (USA)		Výroba pěnového systému Duocel, Al, Cu s otevřenými buňkami pěn.
<b>Liaoning Rontec Advanced Co. Ltd.</b> (Čína)		Výroba hliníkových pěn bloků a desek.
<b>LKR, Ligh metallkomponenten zentrum</b> (Rakousko)	METCOMB	Výroba hliníkové pěny vřáněním plynu z externího zdroje pomocí probublávacího přípravku. Napěněná tavenina se přivádí do tvarové formy.
<b>MEPURA</b> Ranshofen (Rakousko)	MEPURA ALULIGHT	Výroba hliníkových pěn na základě práškové metalurgie
<b>Mitsubishi Material</b> (Japan)		Výroba kovových pěn s otevřenými buňkami.
<b>M-Pore</b> (Německo)		Odlévání kovových houbových materiálů s otevřenými buňkami Al, Cu, tvrdé polymery.
<b>Pohltec Metalfoam GmbH</b> (Německo)		Výroba Al pěnových sendvičů (AFS) a hliníkových pěnových desek.
<b>Porometal</b> (Čína)		Výroba materiálů kovových hub s otevřenými buňkami na bázi: Ni, Cu, Ni+Fe, a Al1Cr+Al pro výrobu elektrodů a filtrů.
<b>Reade Advenced Materials</b> (USA)		Výroba kovů s otevřenými buňkami elektrickou a slévarenskou cestou, zpracování těchto kovů: Al, Cu, Hf, Pb, Ni, Nb, Ti, W, Zr.
<b>RECEMAT BV</b> (Nizozemí)		Dodavatel kovových pěn s otevřenými buňkami na bázi kovů: Ni, slitin Ni, Slitin Cu a Al a slitin Al.
<b>SELEE Corporation</b> (USA)		Výroba porézní keramiky, kovů a uhlíku pro nejrůznější průmyslové účely.
<b>Shanxi Putal Aluminium Foam Manufacturing Co. Ltd</b> (Čína)		Výroba hliníkových pěn a produktů z těchto pěn.
<b>Shinko Wire Company</b> (Japonsko)	ALPORAS	Vyrábí hliníkovou pěnu na základě taveniny hliníku s vápníkem a přidání napěňovacího činidla TiH <sub>2</sub>
<b>Spectra-Mat</b> (USA)		Výroba houbových materiálů s otevřenými buňkami z wolframu a molybdenu.
<b>Veber Industriale</b> (Itálie)		Distribuce FOAMTECH výrobků.



Reference: Lehmus, D., Vesenjak, M., Schampheleire, S., Fiedler, T. (2017). From Stochastic Foam to Designed Structure: Balancing Cost and Performance of Cellular Metals. *Materials*, vol. 10, no. 8, p. 922, DOI:10.3390/ma10080922.

## Rejstřík

<p><b>A</b> absorbovaná energie 49,80,105,107, 215, 216, aktivační energie 118,180, 215 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 18, 20, 159,190, 199, 271, 277, Alcan 11, 17,18, 19, 20, 24 210, AlMg1Si0.6 214, 215, 216 Al-NaCl 90, Alporas 11, 28, 31, 108, 187, 195, 210, Al-Si-Mg systém 57, alternativní uhlíčitan 172, Alulight (metoda) 209, 210, Aluporas 65, 66, 67, 204, AlSi12 (slitina hliníku) 34, 37, 175, 200, 243, 273, AlSi5Mg 276, AlSi7Mg0,3 274, anorganická hmota 16, argon 20,21, 38, 59, 67, 69, atmosferický tlak 120, 123, ATS (aluminium Foam Sandwich) 56, autokláv 18, 41.</p> <p><b>B</b> bublina 26, 28, 122, 138, 190, 266, 267, buňka 8, 11, 24, 48, 50, 63, 78, 81, 96, buněčná stěna 128, 129, 130, 132, 136, buněčné kovové soustavy 14, buněčné kovové systémy 16, buněčné materiály 9.</p> <p><b>C</b> CaH<sub>2</sub> 113, 119, 123, 125, 138, CaO 29, 30, 36, 116, 137, 138, 152, 156 CaCO<sub>3</sub> 165, 166, 167, 222, 223, 224, CFD 14, celulární kovová soustava (struktura) 6, 11, 14, 15, 16, Cymat Aluminium Corporation 19, 26, 58, 108, 185, 188.</p> <p><b>Č</b> částice 6, 11, 22, 34, 39, 56, částice, složení 196, částice objem 133, částice Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 20, 188, 197, 199, 272, částice SiC 22, 26, 34, 128, 129, 188, 194,</p>	<p>částice TiB<sub>2</sub> 21, 198, částice TiH<sub>2</sub> 29, 56, 144, částice ZrO<sub>2</sub> 21, čidlo 31, 32, 37, 46, 51,109, 152, 163, 166, 171, 173, 186,187, 188, 193, čidlo stabilizační 110, čidlo Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 110, 159, 177, 188, 190, čidlo MgO 137, 152, 162,173, 175, 177 čidlo SiC 18, 33, 36, 109, 135,165, čistý hliník 29, 47, 78, 88, 106, 138, 216.</p> <p><b>D</b> 3D geometrie 12, deformace 48,80, 105, 106, 123, 195, 205, 206, 208, difúze vodíku 118, 142, 226, 231, 234, difúzní dráhy vodíku v hliníku 233, difúzní proces 122, Dirichletova okrajová podmínka 113, disociace 158, disocace uhlíčitanu vápenatého 158, disociační tkak 136, disperzita částic 170, doba 22, 29, 48, 127, 145, 148, 153, 160, 167, 170, 174, 272, dolomit 137, 152, 153, 154, 155, 161, DTA analýza 148, 149, 160, 161,243, Duocel 8, 11, 59, 61, 62, 210, Duralcan 34, 37, 164, 198,199, dusík 20, 21, 24, 26, 187, 191, dvoufázový systém 245, dynamická viskozita 125, 127, 133, 177, 178, 180, dynamická stabilita (plynové bubliny) 128 dynamická viskozita 124, 126, 131, 177, 178. 179, 180.</p> <p><b>E</b> EDX analýza 248, 249, 250, 251, 252, 272, 275, 277, 279, elektrická pec 51, elektronový mikroskop 95, 135, 154, 251, 252, 272, 275, 277, 279, EN AW 1060 175, EN AC 42 100 (A356) 175, EN AW 6061 175,</p>
--	---

energie 9, 14, 16, 44, 49, 52, 63, 65, 106, 107, 129, 136, 140,  
entalpie 117, 118, 228, 229, 231, 242,  
eutektické tuhnutí 40,  
Exxcentis systém 66, 72, 73, 294.

## **F**

FOAMCARP 11, 32, 35, 40, 163, 166, 1167, 169, 170,  
FOAMCAST 11, 17, 33, 35,  
FORMGRIP 11, 17, 33, 34, 35, 189, 192,  
forma 27, 43, 48, 70, 88, 89, 148, 167,  
forma pro lisování NaCl 242,  
Froudeho číslo (Fr) 265,  
fyzika napěňovacího procesu 16, 111,  
fyzikální hodnoty 247.

## **G**

Gasar 11, 17, 41, 42, 43,  
Gibbsova energie, výpočet 157, 158,  
Gibbs-Marangoniho mechanismus 131,  
gradient koncentrace bublin 123,  
grafitový kelímek 83, 84, 169, 174,  
gravitační síla 21, 124,  
gravitační zrychlení 84, 113, 124, 125, 260.

## **H**

heterogenní 42, 115, 159, 222,  
heterogenní reakce 159  
hliníková pěna 8, 22, 28, 30, 56, 194, 195, 210, 214, 215,  
hliníkové porézní vzorky 91, 245.  
hliníkové porézní materiály 73, 87, 89, 93, 96, 107,  
hliníkové slitiny 22, 31, 37, 50, 57, 87, 94  
111, 150, 177, 181, 194, 212, 239, 256,  
hmotnost taveniny 101,  
hustota taveniny 122, 128, 142, 177, 230, 243, 267,  
hybnost 113, 120, 264,  
hydrid hořčíku ( $MgH_2$ ) 138, 139, 225,  
hydrid titanu ( $TiH_2$ ) 8, 11, 14, 29, 31, 33, 37, 39, 57, 110, 114, 119, 123, 138, 141, 142, 143, 144, 147, 149, 156, 165, 169, 171, 173, 174, 191, 196, 215, 216, 222, 223, 224, 226, 227, 230,

hydrid vápníku ( $CaH_2$ ) 137,  
hydrid zirkonia ( $ZrH_2$ ) 50, 53, 114, 138, 148, 149, 150, 151, 152, 153, 222, 224, 225, 226, 228,  
hydrodynamika 112,  
hydrodynamická síla 268,  
hydrostatický tlak 124,  
hygroskopický prášek 188.

## **CH**

chemické složení 166, 189, 200, 238, 243, 244, 245, 250, 252, 254, 277,  
chlorid sodný 90, 91, 94, 98, 237, 246.

## **I**

ideální plyn 265  
IFM (Integral Foam Moulding) proces 44, 112, 120, 124, 129,  
inertní plyn 18, 44.  
indukční ohřev 168, 170,  
infiltrační lití 82,  
infiltrační metoda 82,  
in-situ 16, 146,  
interakce 120, 126, 127, 133, 164, 265,  
intermetalické sloučeniny 141,  
IUPAC 63,  
izolované póry 96, 100, 104, 105.

## **J**

jemné 19, 20, 68, 140,  
jemné póry pěny 171.

## **K**

karbid křemíku (SiC) 20, 24, 33, 36, 188, 190,  
kinematická viskozita 122, 126, 128, 178, 179, 182,  
kinetika rozkladu 138, 139,  
koalescence buněk 110,  
koeficient gravitace 84,  
koeficient rozpustnosti vodíku 116, 117,  
kompozitní 21, 27, 37, 39, 40, 56, 65, 66, 67, 69, 83, 88, 89, 91, 92, 98, 130, 137, 166, 177, 215, 216, 296,  
kompozitní materiál 21, 27,  
kompozitní matrice 296,  
koncentrace vodíku 38, 115, 117, 119, 123, 146, 228,



<p>konstanta Sievertzova 114,  kontinuální 47, 49,  kontinuální lití 23, 45  kovová houba 16,  kovová pěna 16, 58, 60, 110, 147, 201,  209, 257, 258,  kovový celulární systém 110, 147,  kovový matricový kompozit 20, 110,  176,  kovové prášky 56,  kovový prášek 12, 16, 17, 46,  kritická tloušťka buněčné stěny 39, 40,  128,  krusta 25, 201,  křivka 98, 106, 107, 150, 155, 162, 172,  174, 207, 257,  křivka TG 172,  křivka DSC 172,  kyslík 18, 21, 26, 29, 30, 37, 140, 182,  236, 241.</p> <p><b>L</b>  Laplaceův zákon 122,  latentní teplo 205,  látka <math>Al_2O_3</math> 18, 19, 21, 26, 110, 159, 176,  178, 183, 189, 191, 192, 196, 198, 199,  200, 273, 276, 277,  látka <math>MgO</math> 21, 137, 152, 163, 174, 176,  178, 189, 198, 199,  látka <math>SiC</math> 21, 22, 26, 34, 35, 36, 37, 39,  40, 109, 110, 128, 129, 135, 136, 164,  165, 166, 167, 170, 173, 176, 177, 178,  187, 188, 187, 188, 189, 192, 193, 194,  195, 196, 198, 199, 200, 213, 214, 215,  látky zvyšující viskozitu taveniny 178,  LKR (metoda, proces) 24, 25, 26, 49,  52, 52, 189, 201, 208,  lisovací tlak 74, 81,  lisování chloridu sodného do taveniny  239, 242,  lisování práškových směsí 18, 46, 48.</p> <p><b>M</b>  MMC (MMCs – Metal Matrix  Composites) 20, 21, 40, 164, 165, 189,  190,  makrostruktura 78, 79, 95, 196, 238,  Marangoniho efekt 128, 131, 136,  <math>MgCO_3</math> 137, 152, 153, 158, 162, 173,</p>	<p>174, 223, 223,  MEPURA (proces, metoda) 17, 45, 47,  48, 49, 51, 53, 213,  mechanické vlastnosti 45, 53, 86, 90,  106, 172, 188, 194, 202, 205, 207, 208,  213, 258,  metalurgie prášková 12, 18, 36, 44, 45,  52, 58, 109, 113, 122, 136, 147, 160,  172, 176, 193, 195, 198, 212, 216,  metoda 18, 25, 28, 29, 30, 3+, 32, 109,  119, 135, 139, 188, 197, 198, 205, 206,  210, 211, 219, 227,  metoda ALULIGHT 8, 11, 18, 25, 47,  49, 50, 52, 54, 210, 211,  metoda Gasar 11, 18, 40, 41,  metoda FOAMCARP 11, 33, 36, 40,  164, 166, 167, 168, 171,  metoda FORMGRIP 11, 17, 23, 34, 35,  36, 38, 164, 165, 168, 170, 190, 192,  193,  metoda Hydro/Alcan 17, 18, 19, 24,  metoda LKR 17, 24, 25, 26, 49, 51, 52,  189, 201, 208,  metoda Metcomb 17, 24, 26, 27, 28,  108, 189, 190, 191,  <math>MgH_2</math> 113, 137, 138, 221, 223, 224,  225, 226, 227, 235,  mikrostruktura 40, 77, 93, 94, 99, 103,  104, 107, 160, 173, 215, 276,  množství plynu 35, 111, 221,  modul pružnosti 49, 61, 99, 106, 108,  204, 213, 217, 218, 240, 241, 248, 249,  256,  morfologie pórů 41, 43.</p> <p><b>N</b>  <math>NaCl</math> (chlorid sodný) 63, 64, 65, 69, 74,  75, 79, 82, 88, 89, 90, 93, 94, 95, 96,  97, 98, 104, 105, 221, 241, 244, 245,  247,  napěňování 11, 15, 18, 19, 21, 23, 24,  25, 26, 28, 30, 31, 33, 34, 35, 37, 40, 44,  58, 109, 137, 139, 151, 156, 171, 188,  191, 198, 221, 234, 258, 271, 273,  napěňovací činidlo 29, 37, 40, 45, 54,  135, 140, 152, 164, 166, 170, 174, 214,  222, 225, 226, 227,  napěňovací činidlo 164, 167, 170, 226,  napěňovací činidlo <math>TiH_2</math> 165, 214, 227,</p>
---	---

<p>napěňovací forma 36, 168, napěňování taveniny 21, 23, 30, 33, 37, 41, 109, 136, 169, 179, 189, 194, 218, 221, 276, napětí 12, 13, 57, 80, 86, 92, 112, 207, 209, 213, 217, 257, napětí nv tlaku 105, 106, 196, 205, 214.</p> <p><b>O</b></p> <p>objem 24, 26, 29, 37, 50, 56, 62, 77, 87, 92, 95, 100, 112, 113, 122, objem částic 129, 133, 134, 197, objemová hmotnost 20, 24, 31, 49, 74, 85, 88, 91, 98, 100, 102, 105, 111, 114, 210, 213, 223, 224, 227, 247, objemová hmotnost pěny 28, 48, 52, 57, 62, 209, objemová hmotnost porézního materiálu 65, 78, 90, 171, 172, objemová hmotnost relativní 84, 86, 111, 114, 171, 213, 223, 227, 241, 248, 249, objem molární 122, objem pěny 25, objem plynu 114, 222, 223, 224, 225, objem vzduchu 123, objem 25, 220, objem částic 131, 133, objem molární 120, objem pěny 25, objem plynu 220, 268, objem vzduchu bubliny 123, ocel 21, 27, 41, 44, 45, 53, 167, 257, 258, 273, ocel 1.2343 238, 242, odporová síla bubliny 124, 259, 260, ochranný nástřík 245, oxid křemičitý 158, oxid uhličitý 6, 18, 153, 154, 156, 157, 225, oxid hlinitý (<math>Al_2O_3</math>) 18, 20, 159, 190, 199, 271, 277, oxid hořečnatý (<math>MgO</math>) 20, 153, 158, 189, oxid vápenatý (<math>CaO</math>) 29, 153, 157, 162, oxidická vrstva 191, oxidace 17, 37, 138, 144, 151, 219.</p> <p><b>P</b></p> <p>parciální tlak 113, 115, 158, 159, 228, parciální tlak oxidu uhličitého 159</p>	<p>parametr <math>\beta</math> 122, pěnicí činidlo 227, pěnivý prostředek 14, pěna 10, 22, 30, 36, 59, 75, 110, 128, 147, 160, 193, 209, 216, pevnost v tlaku 61, 74, 98, 99, 102, 106, 108, 172, 196, 217, 242, plyn 14, 16, 18, 21, 24, 27, PM (prášková metalurgie) 109, 147, poloměr bubliny 124, 260, poloměr zakřivení 126, 133, polymerní pěna 12, 16, porezita 63, 78, 92, 95, 98, 108, porézní kovové materiály 65, porézní kovové systémy 16, porézní materiály 7, 42, 48, 62, 63, 66, 67, 72, 81, 88, 92, 96, 107, 245, porézní vzorky 80, 90, 245, pórovitost (porezita) 8, 29, 39, 42, 63, 75, 97, 168, 171, 208, 220, 239, 246, 252, 254, póry 57, 102, 103, povrch 11, 21, 22, 26, 54, 62, 83, 95, 135, 142, 192, 201, 208, 211, 269, povrch taveniny 11, 18, 124, 166, 185, povrchové napětí 112, 118, 119, 120, 121, 122, 123, 126, 127, 128, 130, 133, 181, 182, 183, 184, 185, 187, 189, 191, povrchové napětí, výpočet, 181, povrchové napětí čistého hliníku 184, povrchové napětí slitiny Al-Si 181, povrchově aktivní látka 130, 131, 132, 136, prášek 11, 16, 29, 33, 34, 37, 39, 44, 45, 46, 49, 51, 52, 74, 96, 97, 100, 102, 109, 139, 140, 142, 143, 149, 150, 152, 165, 166, 186, 188, 194, prášková metalurgie 190, 219, prášková nadouvadla 226, prášek uhličitanu hořečnato vápenatého 153, prášková metalurgie 109, 146, prekurzor 58, 12, 13, 16, 32, 33, 34, 36, 37, 38, 44, 49, 51, 55, 57, 58, 74, 75, 76, 77, 114, 118, 138, 139, 150, 155, 161, 163, 165, 166, 168, 169, 171, 191, 192, 212, 228, proces (metoda) Alporas 18, 28, proces (metoda) Gazar 18, 40, 41,</p>
--	--

<p>proces (metoda) Hydro/Alcan 17,518, 24,  proces IFAM 44, 46, 47,  proces (metoda) Metcomb 17, 24, 25, 26, 27, 28, 108, 135, 188, 181, 190, 191,  proces MEPURA 45, 47, 48, 49,  proces napěňovací 21, 26,37, 122, 136, 144, 150, 160, 162, 167, 168, 172, 173, 198, 199, 226, 271, 272, 273,  produkt 6, 53, 140, 189,  přenos hybnosti 112,  přímé napěňování taveniny 168, 175, 273,  průměrná velikost pórů 94, 104, 105, 108.</p> <p><b>R</b>  referenční křivka 106,  reakční teplota 226,  relativní objemová hmotnost 84, 85, 86,  relativní objem částic 133,  replikace 16, 66, 68, 71,  Reynoldsovo číslo (Re) 265.  rovnice diferenciální 113,  rozklad 6, 11, 58, 154, 173, 221, 225, 234,  rozklad tepelný 160, 173,  rozklad dolomitu 152, 156,  rozklad hydridu titanu 35, 122, 140, 153, 155,  rozklad hydridu zirkonia 146,  rozklad uhličitanu vápenatého 157, 158, 169, 170, 172,  rozpuštění 6, 75, 76, 90, 92, 97, 106, 166,  rozpoštění NaCl 72, 102,  rozpuštění plynu 113, 114, 234,  rozpuštění vodíku 115, 116, 117, 118, 226, 227, 231,  rozpuštění vodíku v hliníku 114, 116, 117, 226, 227, 229, 231, 234,  rozpuštění vodíku v roztaveném hliníku 229,  rozpuštění vodíku v tuhém hliníku 229,  roztavený kov 8, 16, 59, 71, 81,  rychlost 20, 27, 31, 38, 41. 48, 82, 11, 121, 125, 126, 130, 134 148, 157, 201,  rychlost bubliny 121, 123, 124,  rychlost ohřevu 142, 154, 168,</p>	<p>rychlost napěňovacího procesu 170,  rychlost ztenčování buněčných stěn 126.</p> <p><b>S</b>  SAF (Stabilized Aluminium Foams) 15, 22, 185, 294,  SAT (space aluminium technique), 63,  SEM (scanovací el. mikroskop) 59, 60, 88, 95, 101, 104,153, 154, 163, 192, 193, 194, 196, 198, 199, 248, 249, 250, 251, 252,  sendvičové panely 54, 55,  sférická bublina 119,  Shinko Wire Company 15, 28, 31, 138, 188, 212,  SHP (space holder process) 63,  SiC 18, 20, 21, 22, 26, 33, 34, 35,36, 37, 39, 109, 128, 129, 135, 155, 163, 164, 165, 166, 169, 170, 175, 177, 186, 187, 188, 191, 192, 193, 195, 186, 197, 213, 214,  síla v tlaku 204,  Sievertsovův zákon 113  Sievertsova konstanta 113,  síla 122, 29,80,82, 112, 113, 123, 129, 131, 132, 185, 204, 206, 207, 208, 211, 258, 259.  síla Lorentzova 258,  síla odporová 124, 259,  síla vztlaková 123, 259,  silné stěny buněk 129,  sintrace 78,  sintrování 75, 78, 97,  skořepinová forma 27,  skořepinová forma 27,  slitina 9, 20, 26, 27, 30, 53, 93, 94, 96, 138, 148, 169, 175,  slitina hliníku (A 356) 93, 94, 95, 96, 175,  slitina AlSi12 33, 175, 235,  slitina AlSi7, 138,  slitina AlSi18 197,  slitina AlSi6Cu4 138, 148,  slitina Al9Mg0,5 169,  směs 57,  směs prášků 59,  směs uhličitanu hořečnatého a uhličitanu hořečnato-vápenatého 172,</p>
---	---

součinitel difúze vodíku 231, 232, 233, 234,  
součinitel tepelné vodivosti 61, 74, 108, 212, 239, 240, 247, 248,  
solná jádra 68,  
SrH<sub>2</sub> 134, 220, 222, 224, 234,  
stabilita pěny 23, 127, 131, 139, 189,  
stabilizace bublin 132,  
stabilizační činidlo 18, 156, 172, 193,  
stabilizační činidlo SiC 193,  
stabilizační činidlo TiB<sub>2</sub> 197,  
stabilizační částice 185, 190, 191, 197, 198,  
stabilizace pěny 17, 128, 130, 131, 134, 197,  
stacionární rychlost 123, 124,  
Stokesův zákon 122,  
struktura 7, 14, 15, 16, 19, 28, 31, 32, 34, 35, 38, 39, 40, 45, 57, 86,  
struktura vzorků 247, 248, 249, 250, 251,  
systémy 6, 9, 16, 23, 39, 49, 65, 70, 72, 84, 90, 133, 206.

## **T**

tavení 6, 15, 20, 28, 34, 36, 37, 40, 47, 50, 57, 61, 68, 74, 109, 137, 144, 145, 147, 158, 161, 169,  
tavenina 8, 11, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 24, 27, 29, 30, 31, 33, 34, 37, 39, 41, 50, 52, 63, 66, 83, 89, 93, 109, 112, 119, 123, 130, 135, 139, 152, 166, 168, 173, 175, 176, 180, 184, 187, 190, 196, 198, 237, 244,  
tavenina slitiny AlSi12 180,  
tavenina hliníku 152,  
tavící pec 255  
teplota 20, 22, 28, 33, 36, 38, 41, 44, 45, 48, 56, 61, 71, 75, 76, 77, 79, 81, 82, 114, 119, 122, 125, 141, 142, 144, 145, 147, 148, 149, 150, 151, 152, 154, 157, 158, 160, 162, 166, 167, 172, 176, 179, 185, 187, 190, 199, 204, 226, 228, 232,  
teplota likvidu 180, 182,  
teplota napěňování taveniny 150, 162, 167,  
teplota tání (tavení) 38, 44, 71, 114, 141, 186, 188, 204, 242,  
tepelná vodivost 14,

teplotní roztažnost 61, 108, 204, 212  
tepelný rozklad 6, 11, 140, 146, 152, 153, 154, 160, 169, 170, 225, 234,  
tepelný rozklad dolomitu 152,  
tepelný rozklad hydridu titanu 153,  
tepelný rozklad uhličitan vápenatý 157, 158, 173,  
teplota napěňování 150, 162, 167,  
termočlánek 82, 83, 145, 148, 167,  
termogravimetrická křivka 172,  
termogravimetrická analýza (TG) 154, 155, 171, 173,  
TiH<sub>2</sub> 6, 11, 14, 28, 29, 30, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 44, 47, 49, 50, 56, 109, 114, 116, 118, 122, 128, 135, 137, 138, 139, 140, 141, 142, 146, 152, 155, 161, 164, 166, 171, 172, 192, 199, 220, 221, 222, 224, 226, 228, 234,  
tlak 22, 27, 31, 39, 41, 70, 74, 77, 81, 83, 85, 112, 115, 120, 123, 126, 132, 157, 158, 221, 227, 228, 234, 236, 237,  
tlak plynu 112, 113, 115, 120, 123, 136, 227,  
tlak v tavenině 123,  
tloušťka buněčné stěny 39, 40, 105, 127, 129, 130, 131, 132, 134, 143, 176, 198,  
trvanlivost buněčných stěn 126,  
tuhnutí taveniny 41, 110, 119, 127, 136, 166, 173, 175,  
tuhost 7, 14, 15, 53, 65, 200, 201, 209, 216,  
tvrdost celulárního materiálu 146, 147, 187, 204.

## **U**

uhličitan hořečnatý 137, 224,  
uhličitan hořečnatý vápenatý 172,  
uhliřitan vápenatý (CaCO<sub>3</sub>) 165, 166, 167, 222, 223, 224,  
univerzální plynová konstanta 112, 114, 118, 221,  
účinnost napěňovacího činidla 169.

## **V**

vápník 11, 28, 29, 30, 109, 129, 134, 135, 137, 138, 139, 152, 187, 226, 279,  
velikost bublin 125,  
velikost částic 20, 23, 24, 48, 82, 84, 88, 89, 92, 164, 172, 196, 247,

viskozita 17, 23, 29, 38, 119, 121, 125, 127, 129, 130, 133, 134, 135, 152, 176, 177, 178, 179, 180, 187, 189, viskozita, viskozita dynamická 125, 127, 133, 176, 177, 178, viskozita kinematická 121, 125, 127, 177, 261, viskozita roztaveného kovu 15, viskozita taveniny 21, 125, 135, 176, 189, viskozita taveniny hliníku 125, 152, 261, vrstva 16, 42, 58, 120, 208, vrstva oxidační 143, 147, 190, 198, 219, 273, vrstva oxidu titaničitého 37, vrstva rutilu 33, výroba 6, 9, 11, 13, 16, 17, 57, 65, 67, 74, 87, výroba Al pěny 166, 185, výroba celulárního systému 43, 48, 59, 220, výroba pěn 18, 44, 48, 49, 58, 165, 170, výroba porézního Al 66, 67, 93, výroba porézních materiálů 63, 96, výroba prekurzoru 33, 34, 57, 163, výroba sendvičových materiálů 30, 55, 58, vstříkávání plynu 17, 24, 25, 28, 188, vyplavování vodou 75, výpočet 96, 100, 117, 122, 126, 127, 203, 216, 217, 221, výpočet difúze 118, výpočet dynamické viskozity 180, výpočet povrchového napětí 181, výpočet rozpustnosti vodíku v hliníku 229, 230, výpočet tlaku v plynové bublině 123, výpočet Youngova modulu pružnosti 216, 217, výpočet numerické simulace 261, vývěva 70, vzduch 21, 25, 27, 28, vztahová síla 123, 185, 258, 259.

## **W**

Weberovo číslo (We) 265, 266,

## **Y**

Youngův modul pružnosti 99, 108, 212, 216, 217, 239, 240, Youngův modul pružnosti, výpočet 216, 217, 239, 240.

## **Z**

zákon 110, 111, 112, 113, 119, 122, 123, 125, 177, zákon archimedův 202, zákon Sievertsův 114, 227, zárodek bubliny 123, zařízení ZWIC 211, zatěžovací rychlost 210, 211, závislost napětí v tlaku 215, zdánlivá porozita 100, zdroj plynu 16, 18, zirkonový povlak 21, zkouška pevnosti v tlaku 74, 98, 171, 172, 195, 216, změna Gibbsovy energie 140.

## **Ž**

žárovzdorná ocel 257.

Název	Celulární kovové materiály
Autor	prof. Ing. Iva Nová, CSc. prof. Ing. Karel Fraňa, Ph.D. doc. Ing. Jiří Machuta, Ph.D.
Vydavatel	Technická univerzita v Liberci Studentská 1402/2, Liberec
Schváleno	Rektorátem TUL dne 17. 3. 2025, čj. RE 11/25
Vyšlo	v dubnu 2025
Vydání	1.
ISBN	978-80-7494-730-8
Č. publikace	55-011-25

---

Tato publikace neprošla redakční ani jazykovou úpravou

