

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: 3911T016 Materiálové inženýrství a
strojírenská metalurgie

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Vliv kryogenního zpracování na vlastnosti hliníkových slitin

Autor: **Bc. Jan VÍTEK**

Vedoucí práce: **Doc. Ing. Ludmila Kučerová , Ph.D.**

Akademický rok 2018/2019

Prohlášení o autorství

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě bakalářskou/diplomovou práci, zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto bakalářskou/diplomovou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této bakalářské/diplomové práce.

V Plzni dne:

.....
podpis autora

ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ (BAKALÁŘSKÉ) PRÁCE

AUTOR	Příjmení Vítek	Jméno Jan	
STUDIJNÍ OBOR	3911T016 - Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie		
VEDOUCÍ PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) doc. Ing. Kučerová, Ph.D.	Jméno Ludmila	
PRACOVISŤE	ZČU - FST - KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Vliv kryogenního zpracování na vlastnosti hliníkových slitin		

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2019
----------------	---------	----------------	-----	------------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	83	TEXTOVÁ ČÁST	83	GRAFICKÁ ČÁST	0
---------------	----	---------------------	----	--------------------------	---

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	Tato diplomová práce je zaměřena na vliv kryogenního zpracování na strukturní a mechanické vlastnosti precipitačně vytvrditelných hliníkových slitin.
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	Kryogenní zpracování, AW2024, AW7075, precipitační vytvrzování,

SUMMARY OF DIPLOMA (BACHELOR) SHEET

AUTHOR	Surname Vitek	Name Jan
FIELD OF STUDY	3911T016 -Materials Engineering and Engineering Metallurgy	
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) doc. Ing. Kučerová, Ph.D.	Name Ludmila
INSTITUTION	ZČU - FST - KKS	
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	Influence of cryogenic treatment on properties of aluminum alloys	

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	KMM	SUBMITTED IN	2019
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	83	TEXT PART	83	GRAPHICAL PART	0
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	This thesis is focused on the effect of cryogenic treatment on structural and mechanical properties of precipitation hardening aluminum alloys.
KEY WORDS	Cryogenic treatment, AW2024, AW7075, precipitation hardening

Poděkování

Především děkuji své vedoucí práce doc. Ing. Ludmile Kučerové, Ph.D. a konzultantovi Ing. Jířímu Hájkovi, Ph.D. za pomoc, odborné rady, připomínky, čas a ochotu při tvorbě této diplomové práce.

Chtěl bych také poděkovat kolektivu metalografické laboratoře RTI, především PhDr. Ladislavu Třískovi, Ing. Martinu Bystřickému, Ph.D. a pracovníkům KMM ZČU zejména Ing. Ondřeji Chocholatému Ph.D., kteří mi byli nápomocni, ochotně poskytovali informace a přístup k jednotlivým stojům a zařízením a laboratořím.

1	Obsah	
1	Úvod.....	2
2	Rozdělení hliníkových slitin.....	3
2.1	Základní rozdělení hliníkových slitin.....	3
2.2	Představení hliníkových slitin AW2024 a AW7075 vybraných pro DP.....	6
3	Konvenční tepelné zpracování hliníkových slitin (vytvrzování)	8
3.1	Vytvrzování.....	9
4	Kryogenní zpracování (technologie)	18
4.1	Mechanismy kryogenního zpracování hliníku	20
5	Experimentální program	24
6	Návrh vhodného tepelného zpracování.....	24
7	Výčet zkoušek a testů	26
8	Chemické složení	27
9	Zkouška tvrdosti	29
9.1	Postup měření	29
9.2	Výpočet tvrdosti	30
10	Tribo test	34
10.1	Metoda váhových úbytků	35
11	Metalografie	39
12	Nárazová práce	51
13	Korozní odolnost.....	54
13.1	Korozní komora	54
13.1.1	Vizuální hodnocení koroze	58
13.1.2	Stanovení hmotnostních úbytků	61
14	Zkouška tahem.....	64
15	Diskuze výsledků.....	71
15.1	Teoretická část.....	71
15.2	Experimentální program	72
16	Závěr.....	75
17	Bilbliografie.....	76
18	Příloha	81

1 Úvod

Oceli, hliník, měď a dokonce i plasty reagují na kryogenní zpracování. V odborné literatuře je velmi málo informací k pochopení vlivu kryogenního zpracování na hliníkové slitiny. Myšlenka vylepšení mechanických a materiálových vlastností kovů působením nízkých teplot je již velmi stará. Například staří švýcarští hodináři vylepšovali vlastnosti komponent svých výrobků tím, že je při nízkých teplotách během zimních měsíců zahrabávali do sněhu. Za stejným účelem ukládali výrobci nástrojů polotovary do mrazících boxů před tím než začali s jejich výrobou. V současné době strmého růstu strojírenství, nových technologií a masivních investic do tohoto odvětví, evokuje potřebu dalšího výzkumu konvenčních či zcela nových možností a metod kryogenního zpracování hliníkových slitin. [1]

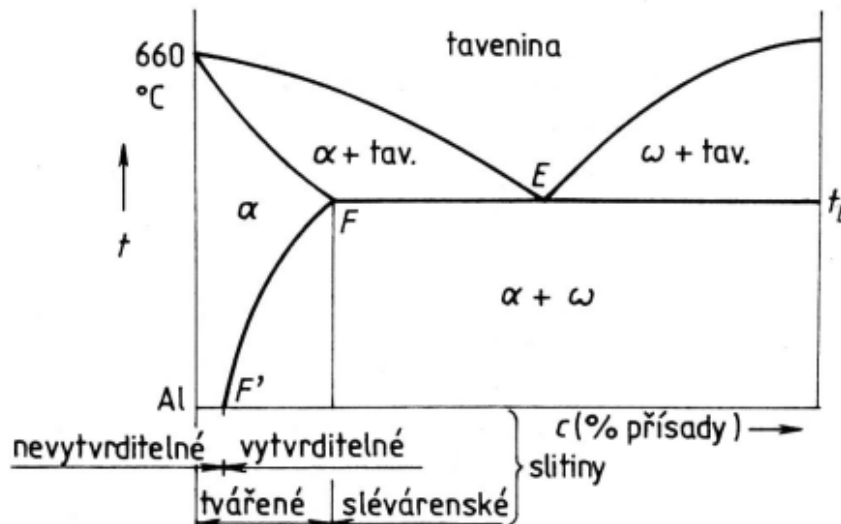
Je zřejmé, že kryogenní zpracování je nezbytnou součástí tepelného zpracování v případě, že chceme dosáhnout maximální kvality výrobků. Jelikož prakticky do devadesátých let minulého století nebylo možné jednotlivé děje při tomto zpracování sledovat, je stále v této oblasti celá řada kontroverzí. Ne vždy jsou výsledky předvídatelné. Právě maximální kvalita výrobků a využití hliníkových slitin jsou podmětem společností v leteckém a vesmírném průmyslu pro využití kryogenního zpracování. Například NASA využívá kryogenního zpracování při teplotě - 196°C při výrobě celé řady komponent. Opakovaným zpracováním dosahuje zajištění vysokého stupně stability materiálu v součástech, jelikož kryogenní zpracování neovlivňuje pouze povrch, ale prostupuje všemi směry skrze materiál předmětu. [2,3]

Z článku [4] vyplývá, že kryogenní zpracování je předurčeno k tomu, aby se stalo součástí standardního výrobního procesu, nikoliv procesem doplňkovým, jak je v současnosti prezentováno. S tímto názorem souhlasí i oslovení odborníci [5] zabývající se danou problematikou. Zároveň se ovšem shodují na faktu že, standardní zařazení kryogenního zpracování do procesu tepelného zpracování materiálu se odvíjí od požadavků na vlastnosti daného materiálu a zejména ekonomickou náročnost. Kryogenní zpracování je totiž i přes svoje nesporné výhody považováno za velmi nákladný proces. Současně s finanční stránkou tohoto procesu je proti jejímu standardnímu zařazení do procesu tepelného zpracování i výše uvedená nepředvídatelnost výsledků a nedostatečná znalost samotného principu.

2 Rozdělení hliníkových slitin

2.1 Základní rozdělení hliníkových slitin

Hliníkové slitiny se základně dělí na ty pro tváření a slévarenské.



Obr. 1 Rozdělení hliníkových slitin v binárním diagramu [6]

V současnosti dělíme slévarenské slitiny hliníku na základě obsahu legujících prvků dle ČSN EN 1706 do šesti základních skupin:

- řada 10000 – Al minimálně 99,00% a více
- řada 20000 – slitina AlCu
- řada 30000 – slitina AlMn
- řada 40000 – slitina AlSi
- řada 50000 – slitina AlMg
- řada 60000 – slitina AlMgSi
- řada 70000 – slitina AlZn
- řada 80000 – slitina Al s různými prvky

Tato norma platí pro odlitky a stanovní označování písmeny EN AC a pěti číslicemi. Číselné označení lze doplnit i chemickým označením, např. EN AC-21000 [AlCu4MgTi]. Jednotlivé části označení následují v pořadí :

- předpona EN následována mezerou,
- písmeno A určuje hliník
- písmeno C určuje odlitky
- spojovací čárka
- čtyři číslice označují chemické složení

První z pěti číslic v pětimístném číselném označení udává skupinu slitin stejně jako u slitin pro tváření podle hlavních slitinových prvků. Tuto skupinu hliníkových slitin nelze vytvrzovat za pomoci tepelného zpracování. Jejich pevnost je dána substitučním zpevněním tuhého roztoku, neboli legováním a tvářením za studena.

Hliníkové slitiny pro tváření lze zařadit dle EN 573-1 až 3 do následujících skupin, včetně hliníku čistoty min 99,00% a výše.

Hlavní legující prvek	Označení série
Hliník čistoty minimálně 99.00 %	1000
Měď	2000
Mangan	3000
Křemík	4000
Hořčík	5000
Hořčík a křemík	6000
Zinek	7000
Jiné prvky	8000
Nepoužitá skupina	9000

Obr. 2 Tabulka rozdělení dle EN 573-1 [7]

Tyto normy platí pro tvářené výrobky a ingoty určené ke tváření a stanoví označování písmeny EN AW a čtyřmi číslicemi. Jednotlivé části označení následují v pořadí :

- předpona EN následována mezerou
- písmeno A určuje hliník
- písmeno W určuje tvářené výrobky
- spojovací čárka
- čtyři číslice označují chemické složení

Hliníkové slitiny pro tváření dělíme ještě na dvě podskupiny:

Slitiny bez tepelného zpracování:

1XXX (superčistý, komerčně čistý hliník)
3XXX (Al-Mn a Al-Mn-Mg)
5XXX (Al-Mg)
8XXX (ostatní)

Slitiny tepelně zpracovatelné:

2XXX (Al-Cu, Al-Cu-Mg)
6XXX (Al-Mg-Si)
7XXX (Al-Zn-Mg a Al-Zn-Mg-Cu)

Slitiny hliníku série 1XXX

- Superčistý hliník (99,99)
- Komerčně čistý až 1% nečistot (Fe, Si ve formě FeAl_3 , $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$, $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$)
- Pevnost 90 Mpa
- Mez kluzu cca 10MPa

Aplikace těchto hliníků je zejména v oblastech s vysokými požadavky fyzikálních vlastností jako jsou tepelná vodivost, elektrická vodivost a vysoká odolnost vůči korozi.

Slitiny hliníku série 2XXX

Slitiny Al-Cu-Mg patří k nejstarším a nejpoužívanějším vytvrzovaným slitinám hliníku. Měď je brána za jeden z nejdůležitějších prvků ve slitinách hliníku vlivem velké rozpustnosti v tuhém roztoku a jejímu zpevňujícímu účinku. Maximální rozpustnost mědi je zpravidla do 4,8%, avšak mechanické vlastnosti závisí též na obsahu hořčíku, jakožto sekundárního legujícího prvku v rozsahu (0,4 - 1,8 %) a manganu do 1% . Tyto slitiny jsou tepelně zpracovatelné a v tomto stavu lze u nich dosáhnout maximálních pevnostních vlastností. Mohou dosahovat pevnosti po precipitačním vytvrzení až $R_m = 530 \text{ MPa}$. Slitiny se vytvrzují převážně přirozeným stárnutím po rozpouštěcím žíhání při teplotách 490 – 520 °C. V automobilovém průmyslu jsou používány zejména slitiny AlCu_4Mg a AlCu_4Mg_1 . Vyráběny jsou z nich především výlisky a plechy, které mohou být chráněny proti korozi tenkou vrstvou hliníku (plátované duraly). Důvodem je jejich špatná odolnost vůči korozi především možnost interkristalické koroze. Dále je používána slitina AlCu_2Mg se zvýšenou tvárností pro výrobu nýtů. [7]

Slitiny hliníku série 3XXX

Slitiny Al-Mn se tepelně nevytvřují. Nelze u nich dosáhnout dostatečně velkého přesycení tuhého roztoku α , tudíž ani zvýšení pevnosti. Vlastnosti a použití jsou podobné jak u slitin Al-Mg. Průmyslově je vyráběna pouze slitina Al-Mn, která má v běžném stavu $R_m = 130 \text{ MPa}$ a po deformačním zpevnění až $R_m = 220 \text{ MPa}$. Jedná se o materiál dobře tvařitelný a svařitelný s uspokojivou korozní odolností. Zle jej použít jako pevnější náhradu čistého hliníku nebo u součástí s nízkým pevnostním namáháním v chemickém, potravinářském (nápojové plechovky), stavebním, leteckém nebo automobilovém průmyslu (u přístrojů a nádrží).

Slitiny hliníku série 4XXX

Slitiny této série jsou většinou tepelně nezpracovatelné. S vysokým obsahem Si (do 12%) jsou využívány především při svařování jako přídavný materiál ve formě drátů.

Slitiny hliníku série 5XXX

Mg je z hlediska substitučního zpevnění matrice efektivnější než Mn (cca 0,8 % Mg odpovídá 1,2 % Mn). Slitiny s obsahem Mg do 6 % mají velmi dobrou odolnost proti korozi, při vyšším obsahu než 6 % však mají sklon ke korozi po hranicích zrn, zejména při mechanickém zatížení, proto se obvykle nepoužívají. Pevnost slitin Al-Mg je relativně nízká, pohybuje se okolo 140 až 200 MPa. Nízkou pevnost lze zvýšit na $R_m = 420 \text{ MPa}$ deformačním zpevněním, tedy

tvářením za studena s nižším stupněm deformace (20-30%). S větší deformací výrazným způsobem klesá tvárnost těchto slitin a snižuje se korozní odolnost. Dobrá svařitelnost a dobrá korozní odolnost i v mořské vodě předurčují tento materiál pro výrobu součástí lodního průmyslu, např. některých částí lodních trupů. Dále jsou tyto slitiny používány v potravinářském průmyslu architektuře, zařízení pro kryogenní techniku a komponentách v dopravním průmyslu.

Slitiny hliníku série 6XXX

Jedná se o středně pevné konstrukční oceli (nejpoužívanější je 6063-T6, mez kluzu 215 MPa, mez pevnosti 245 MPa). Z hlediska pevnostních vlastností je zde důležité množství intermetalické fáze Mg_2Si . V případě vysokého množství Si je slitina křehká. Díky ní jsou tyto slitiny tepelně zpracovatelné. Je u nich také patrná analogie se samokalitelnými ocelmi- jsou samokalitelné. Charakteristické vlastnosti jsou tvařitelnost, svařitelnost, korozní odolnost, eloxovatelnost nebo mechanická obrobiteľnosť při středních pevnostních vlastnostech. Jejich využití nalezneme u komponent pro dopravu, segmentech mostních konstrukcí, architektuře či sportovních výrobcích (rámy jízdních kol).

Slitiny hliníku série 7XXX

Například slitiny Al-Zn-Mg a Al-Zn-Mg-Cu patří rovněž mezi vytvrditelné slitiny. Obsah zinku obvykle bývá v rozsahu 1-8 %, hořčík z pravidla bývá v množství 1-3 % a případný obsah mědi nepřekročí 2 %. Tyto slitiny hliníku dosahují nejvyšších pevností ze všech hliníkových slitin až 600 MPa. Proto se používají na vysoce namáhané součástky v leteckém a automobilovém průmyslu. Nevýhodou slitin s přísadou mědi je již zmiňovaná nepříliš dobrá korozní odolnost při maximálních pevnostních vlastnostech. Korozní odolnost lze zvýšit přestárnutím slitiny, ovšem na úkor pevnostních vlastností. [7, 8]

2.2 Představení hliníkových slitin AW2024 a AW7075 vybraných pro DP

Obě tyto slitiny pro tváření tříd 2000 a 7000 s vyšší a vysokou pevností, ale s nízkou odolností proti korozi, byly vybrány jako předmět této práce zejména z důvodu, že jsou tepelně zpracovatelné a především schopné precipitačního vytvrzování. Proto byly vybrány tyto slitiny na rozdíl od slitin sérií 3000 a 4000 legovaných Mg a Si které nejsou tepelně zpracovatelné. [7]

Slitina AW 2024 patří do soustavy slitin Al-Cu-Mg (série slitin 2000 pro tváření) hliníkových slitin. Technické slitiny pro tváření z hlediska hlavních legujících prvku jsou legovány v intervalu 2,5-6,0 % Cu, 0,4-2,8 % Mg, a 0,4-1,0 % Mn. Mangan je dodáván za účelem zvýšení odolnosti vůči korozi a částečně i zvýšení pevnostních vlastností. Ke zlepšení technologických vlastností (tvařitelnosti) je jako legující prvek přidáván Si. Specifickými slitinami tohoto typu jsou slitiny legovány Pb, resp. Bi a Sn za účelem zlepšení mechanické obrobiteľnosti (známe jako automatové duraly - obecně automatové slitiny). Tyto slitiny jsou vysoce atraktivní díky svým vynikajícím mechanickým vlastnostem, jako je vysoký poměr pevnosti k hmotnosti,

vysoká tažnost, vysoká odolnost proti korozi, houževnatost, únavová síla a pevnost při nízkých teplotách. Tyto vlastnosti vedly k jeho rozsáhlému použití v leteckých, námořních, strojírenských a kryogenních aplikacích. Například plechy jsou používány u konstrukcí trupu, tažných prvků křídel, výztužných žebírek namáhaných na ohyb a u konstrukcí, u nichž je požadována tuhost, dobré únavové vlastnosti a pevnost. Plechy, které jsou často plátované, jsou hojně užívány u dopravních a vojenských letadel na potahy trupů a křídel a lze se s nimi setkat také u součástí motorů, kde může teplota vzrůstat až ke 121°C . [7, 9, 10, 11]

EN AW	ČSN	Chemické složení								
2024	424203	AlCu4Mg								
<ul style="list-style-type: none"> • jedná se o tzv. dural, používá se jen ve vytvrzeném stavu • materiál je nevhodný ke svařování, k eloxu • dá se obrábět, leštit • má vysokou pevnost - pevnost v tahu 420MPa (tvrdost cca 120 HBW) 										
Označení dle EN AW	Označení dle ČSN	Chemické složení	Stav materiálu	Pevnost v tahu Rm (Mpa)	Mez kluzu min. Rp (Mpa)	Tažnost A% min.	Vhodnost k eloxu	Korozní odolnost	Svařitelnost	Obrobitelnost
2024	42 4203	AlCu4Mg1	T351	min. 400	270	8	špatná	přijatelná	špatná	velmi dobrá

Obr. 3 Základní technické informace a technologické vlastnosti slitiny AW2024 [9]

Prvek	Cu	Mn	Mg	Si	Cr	Fe	Zn	Ti	další
hm %	0,38-0,49	0,3-0,9	1,2-6,8	0,5 max	0,1 max	0,5 max	0,25 max	0,15 max	0,15 max

Tab. 1 Chemické složení a jeho limity pro slitinu AW2024 [12]

Hliníková slitina AW7075 patří do třídy tvářených hliníkových slitin s největší pevností v segmentu tepelně zpracovatelných slitin hliníku a je také nejpevnější ze slitin určených ke kování. Je široce používána v celém odvětví automobilového a leteckého průmyslu. Tato slitina je sice o 80 až 130 MPa pevnější než nejčastěji používaná konstrukční slitina dural AlCu₄Mg₁, avšak v letectví jej nahradit nemůže. Ve srovnání s duralem je totiž citlivější ke koncentraci napětí, má sklon ke korozi pod napětím a s růstem teploty dochází k rychlejšímu odpevňování. Mimořádně vysokou pevnost slitiny AW7075 lze proto využít jen za nepříliš vysokých teplot.

V oblasti kosmického výzkumu je slitina AW7075-T6 běžně používána k výrobě palivových nádrží používaných k ukládání kapalného vodíku, kyslíkových paliv a paliv pro zemní plyn pro rakety, střely a vesmírná plavidla. Typická použití jsou také pro plášť trupu a různé konstrukční prvky v rámci celého stroje. [7,13, 14,15]

EN AW	ČSN	Chemické složení								
7075	–	AlZnMgCu1,5								
<ul style="list-style-type: none"> • používá se ve vytvrzeném stavu • má sníženou odolnost proti korozi • je velmi dobře obrobiteľný, leštiteľný • špatně se svařuje, eloxuje • velmi vysoká pevnost - pevnost v tahu 460-540MPa (tvrdost cca 135-161HBW) 										
Označení dle EN AW	Označení dle ČSN	Chemické složení	Stav materiálu	Pevnost v tahu Rm (Mpa)	Mez kluzu min. Rp (Mpa)	Tažnost A% min.	Vhodnost k eloxu	Korozní odolnost	Svařitelnost	Obrobiteľnost
7075	–	AlZn5,5MgCu	T651	min. 470	400	6	špatná	přijatelná	špatná	velmi dobrá

Obr. 4 Základní technické informace a technologické vlastnosti slitiny AW7075 [9]

Prvek	Cu	Mn	Mg	Si	Cr	Fe	Zn	Ti	další
hm %	1,2 - 2,0	0,3 max	2,1-2,9	0,4 max	0,18-0,28	0,5 max	5,1-6,1	0,2 max	0,15 max

Tab. 2 Chemické složení a jeho limity pro slitinu AW7075 [12]

3 Konvenční tepelné zpracování hliníkových slitin (vytvrzování)

Tepelné zpracování hliníkových slitin je prováděno za účelem zvýšení pevnostních vlastností. K precipitačnímu vytvrzení některých hliníkových slitin dochází díky rovnoměrnému rozložení velmi malých částic sekundární fáze v původní matriční fázi. Název precipitační vytvrzování vychází z principu tohoto procesu, konkrétně vyloučení sekundární fáze ve formě malých precipitátů. [16,17]

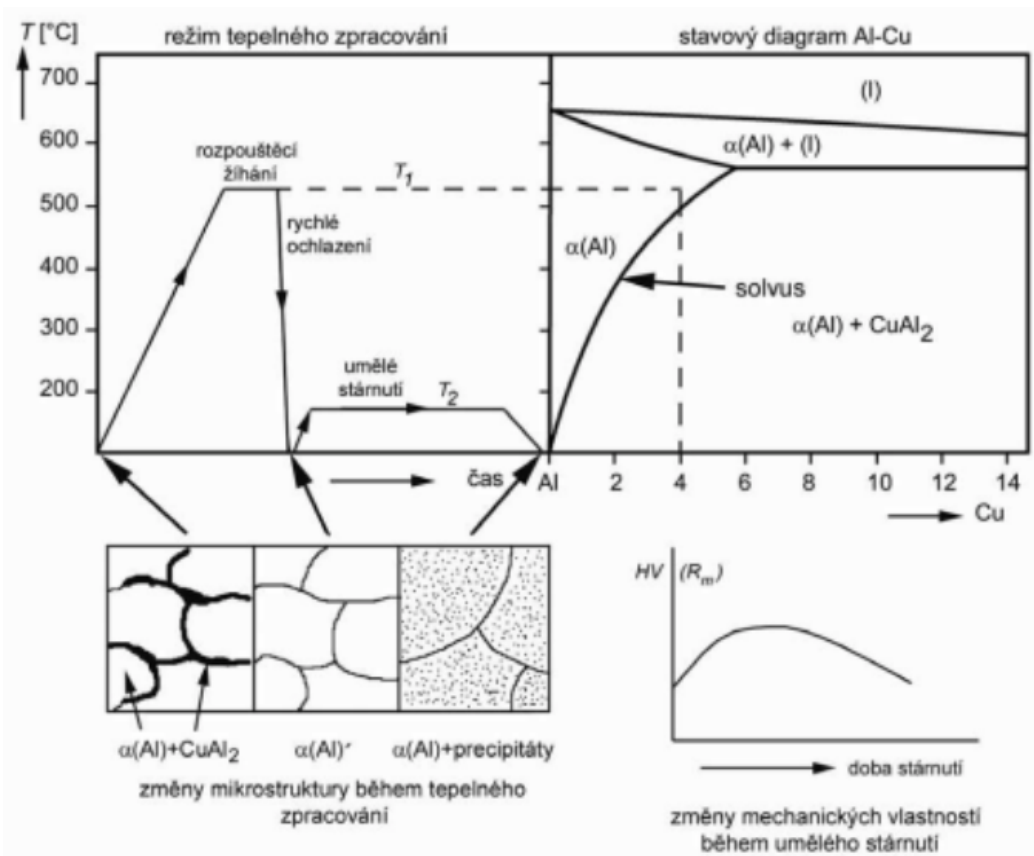
3.1 Vytvrzování

Základními předpoklady, které jsou nutné pro to, aby slitina byla vytvrditelná:

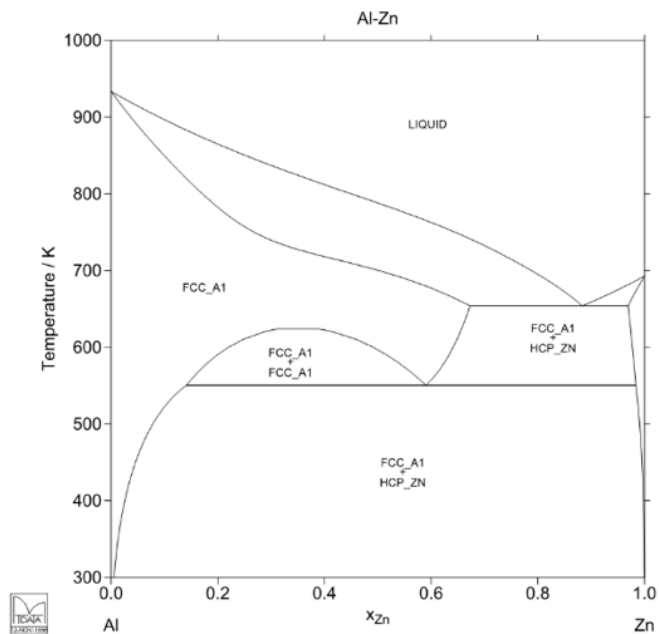
1. slitina musí obsahovat dostatečné množství legujícího prvku (prvků)
2. legující prvek musí mít dostatečnou rozpustnost v tuhém roztoku $\alpha(\text{Al})$
3. rozpustnost legujícího prvku v tuhém roztoku $\alpha(\text{Al})$ musí s rostoucí teplotou vzrůstat

Vzhledem k tomu, že mnoho tepelně zpracovatelných hliníkových slitin jakožto AW2024 i AW7075 obsahují více než dva legující prvky (Al-Cu-Mg a Al-Zn-Mg-Cu), lze mechanismus tepelného zpracování tuhého roztoku zjednodušeně vysvětlit na binárním systému slitiny AlCu_4 neboli duralu, jenž je jednou z nejběžnějších hliníkových slitin. Část rovnovážného stavového diagramu Al-Cu, postup tepelného zpracování i změny mikrostruktury a mechanických vlastností slitiny během tepelného zpracování jsou schematicky ukázány na Obr. 5. [16,17]

Jsou uvažovány dva kovy, jenž jsou společně taveny či legovány a směs se nechá ztuhnout. Jeden z kovů může být zcela, nebo částečně rozpustný v kovu druhém, což vede ke vzniku krystalů libovolného nerozpuštěného kovu a tuhého roztoku za vzniku směsi. Křivka, charakterizující v rovnovážném stavovém diagramu závislost rozpustnosti legujícího prvku v tuhém roztoku $\alpha(\text{Al})$ je nazývána solvus. Rozpustnost mědi v hliníku je za pokojové teploty nižší, než je její celkový obsah ve slitině. To znamená, že mikrostruktura takové slitiny je heterogenní. Tedy obsahuje vedle tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$ také intermediální fázi CuAl_2 , viz. Obr.5. Fáze CuAl_2 má síťovité rozložení podél hranic primárních krystalů tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$. V takové formě negativně ovlivňuje pevnostní a plastické vlastnosti slitiny. [16,17]



Obr. 5 Binární diagram Al-Cu [17]



Obr. 6 Binární diagram Al-Zn [18]

Jelikož obě hliníkové slitiny AW2024 i AW7075 použity v této práci jsou tepelně zpracovatelné slitiny, je zde uveden stručný popis jejich tepelného zpracování. Tepelné zpracování hliníkových slitin lze stručně kvalifikovat ve třech krocích:

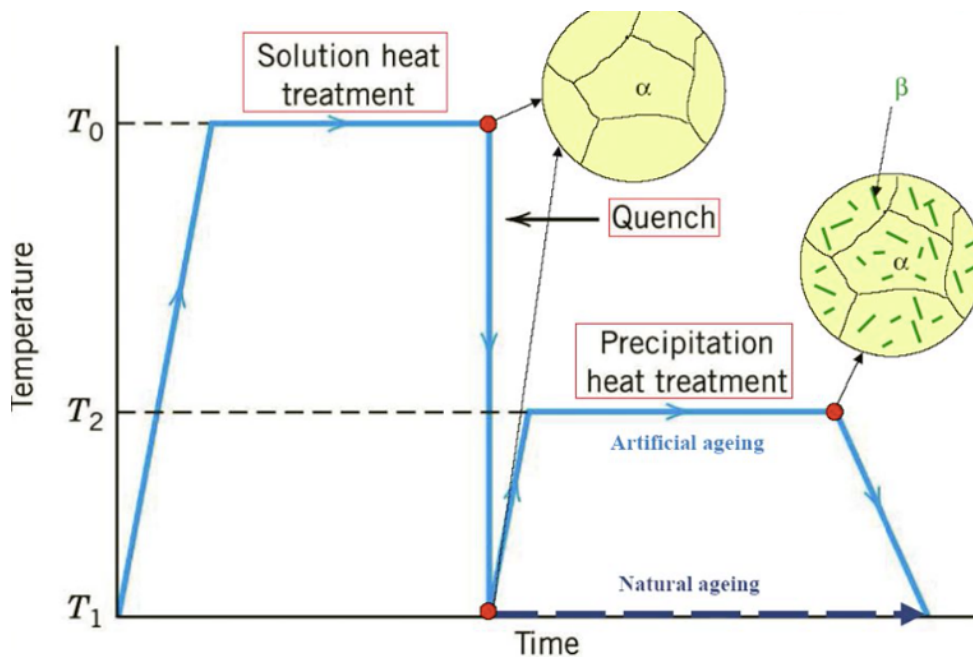
Rozpouštěcí žhání: ohřev s dostatečnou výdrží na teplotě vhodné k rozpuštění rozpustné fáze a vytvoření tuhého roztoku

Kalení: tvorba přesyceného tuhého roztoku u kterého je obsah rozpuštěné příměsi vyšší než než její rovnovážná rozpustnost za dané teploty

Precipitační vytvrzení: dochází k rozpadu termodynamicky nestabilního tuhého roztoku, tento proces je obvykle označován jako přirozené stárnutí, při umělém stárnutí je proces urychlen zvýšením teploty

Různé legující prvky, například měď, hořčík, křemík, mangan a zinek, mohou ovlivnit reakci hliníkových slitin na tepelné zpracování. V řadě těchto slitin precipitace dvou prvků tvoří intermetalickou sloučeninu, jako je $MgZn_2$ či $CuAl_2$.

Rozpouštěcí žhání spočívá v ohřevu tepelně zpracovatelné slitiny do oblasti homogenního tuhého roztoku α (Al) nad segregáční křivkou Obr.5 a nezbytně nutné výdrží. U hliníkových slitin leží teploty rozpouštěcího žhání v rozmezí 470-530 °C. Dále následuje rychlé ochlazení například do vody. Tím by mělo dojít k vyloučení fáze $AlCu_2$ díky závislosti rozpustnosti na teplotě. Pakliže je ovšem rychlost ochlazení dostatečně vysoká, k vyloučení této fáze nedojde a vzniká tzv. přesycený tuhý roztok α (Al)'. Je tomu tak z důvodu nedostatečného času na zvýšené teplotě, při níž by mohla proběhnout difúze atomů Cu. V porovnání s rovnovážným stavem je v přesyceném tuhém roztoku α (Al)' vyšší obsah legujícího prvku. Na závěr je daná slitina obvykle podrobena přirozenému nebo umělému stárnutí. Přesycený roztok α (Al)' je nestabilní a za pomoci tepelného zpracování nebo přirozeným způsobem může dojít k dosažení požadované distribuce precipitátů v matici. Toto precipitační tepelné zpracování, nebo též umělé stárnutí umožňuje fázi $AlCu_2$ formovat se za vzniku jemně rozptýlených částic. Tento proces obsahuje ohřev a výdrž za zvýšené teploty obvykle 140-200 °C. Zde dochází k rozpadu tuhého roztoku α (Al)', jenž je doprovázen precipitačním procesem. Kompletní proces precipitačního vytvrzení v závislosti teploty na čase je zobrazen na Obr.7. [16,17]

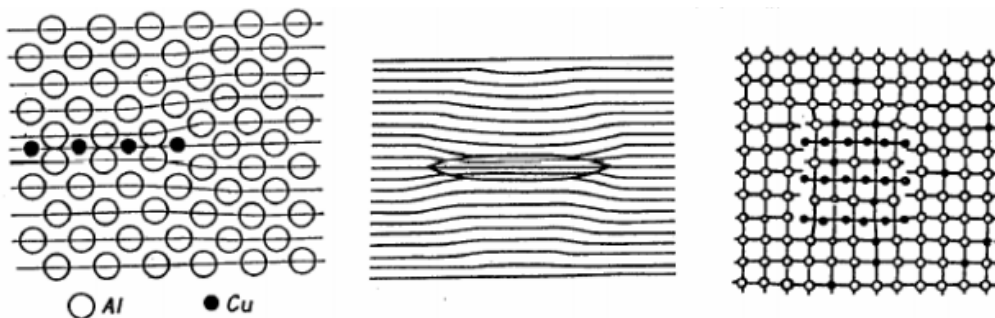


Obr. 7 Schéma procesu precipitačního vytvrzování vyjádřené závislosti teploty na čase[19]

Čtyři základní etapy rozpadu přesyceného tuhého roztoku

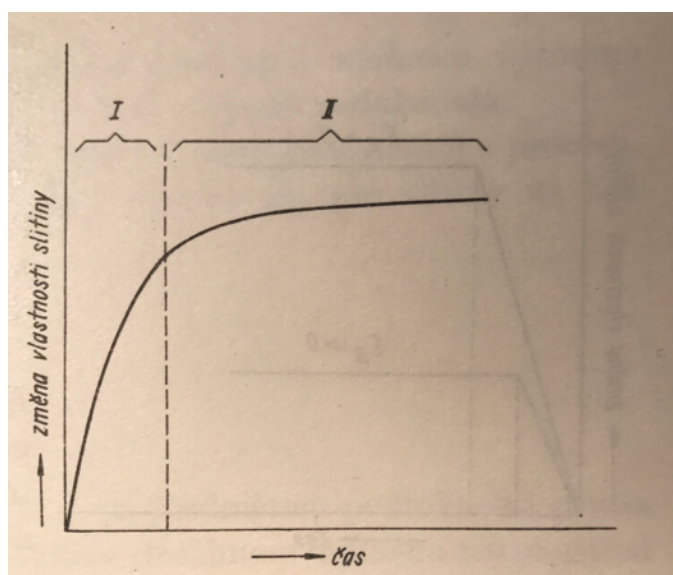
Obecným znakem každé precipitace v tuhém roztoku je závislost její rychlosti na rychlosti nukleace. Rychlost nukleace je proces s vysokou citlivostí na koncentraci a přítomnost mřížkových poruch. V počáteční fázi stárnutí dochází v přesyceném tuhém roztoku k rozsáhlému difúznímu pohybu atomů mědi, čímž vznikají oblasti s vyšší koncentrací mědi. Jedná se o takzvaný předprecipitační proces, neboli tvorbu Guiner-Prestonových zón GP. Pásma vznikají v rovinách rovnoběžných s plochami elementární kubické mřížky. [16,17]

Tvorbu zón definujeme jako segregační proces za nízkých teplot s aktivační energií vždy nižší, zhruba poloviční, nežli je aktivační energie potřebná k tvorbě rovnovážného precipitátu. Parametry krystalové mřížky GP zón jsou podobné parametrům mřížky hliníku, a proto mají koherentní rozhraní s matricí. Vysvětlení rychlých segregací bez porušení koherence spočívá v závislosti vlivu přesyceného stavu vakancí na transport atomů. Toto předprecipitační stádium difúzního pohybu atomů mědi je spojeno s rozsáhlým pohybem vakancí a jejich soustřeďování v určitých krystalografických směrech. Úkolem vakancí v předprecipitačním procesu je zaprvé doprava atomů legujícího prvku k zónám a zadruhé tvorba smyček a spirálových dislokací. Při studiu počátečního stádia tvorby zón je kladen důraz zejména na tvar, velikost, distribuci, složení a vnitřní strukturu. [37,38]



Obr. 8. Schématické znázornění: a – pásma GPI, b - pásma GPII, c - částečně koherentního precipitátu Θ' [16]

Pro slitinu Al-Cu je typická tvorba rovinných diskovitých zón. Hustota zón bývá 10^{17} až 10^{18} na cm^{-3} , tedy o cca 3 řády více než hustota dislokačních smyček, a mění se s podmínkami stárnutí slitiny. Dislokace nenapomáhají tvorbě zón. Aktivační energie pro tvorbu rovinných zón je $\sim 0,5$ eV. Obvyklou rovinou rovinných zón i intermediálních precipitátů je rovina $\{100\}$. Pakliže uvažujeme kinetiku tvorby zón, tak kinetickou křivku těchto zón lze určit například změnou určité fyzikální veličiny (například elektrického odporu) za určitý čas při isotermickém stárnutí během předprecipitačního údobí. Z této kinetické křivky je zřetelná vysoká počáteční rychlost procesu a pozvolný průběh v pozdním stádiu.

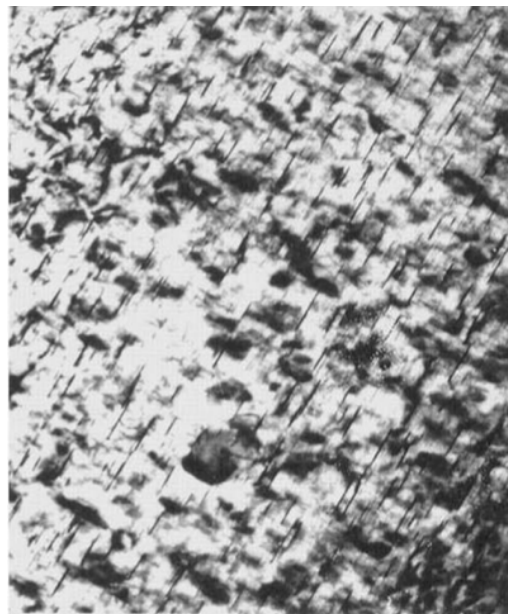


Obr. 9 Charakteristický průběh kinetické křivky předprecipitačního procesu [16]

Rozdílná kinetika tvorby zón závisí především na velikosti vazební energie E mezi zónami a vakancemi. V reálné slitině vakance, které dopravují atomy legujícího kovu k zóně, pobývají u zóny kratší či delší dobu. To znamená že každá vakance má možnost dopravit do zón větší počet atomů a jen menší část vakancí zmizí v norech (místa kde dochází k pohlcení vakancí).

S postupujícím procesem klesá počet vakancí jenž jsou schopné se od zóny odpoutat. Děj pokračuje do doby, než nastane rovnováha počtu vakancí putujících k zóně a od zóny.

Počáteční stádium GPI je charakteristické vysokou rychlostí růstu zón a průměrnou hodnotou aktivační energie $\sim 0,5$ eV, což je hodnota blízká aktivační energii migrace vakancí Al. Stádium GPII má průměrnou hodnotu aktivační energie $\sim 1,0$ eV a jeho rychlost růstu zón je až 400x nižší. Je nutno dodat, že aktivační energie difuze legujícího kovu v Al je $\sim 1,5$ eV. Měřením bylo také prokázáno, že koncentrace legujícího prvku prakticky neovlivňuje rychlost tvorby zón. Jak již bylo uvedeno, četnost zón bývá v počátečním stádiu 10^{18} na cm^{-3} a jejich velikost čítá řádově ~ 100 atomů. Tyto dvě hodnoty se během procesu mění na rozdíl od jejich chemického složení.

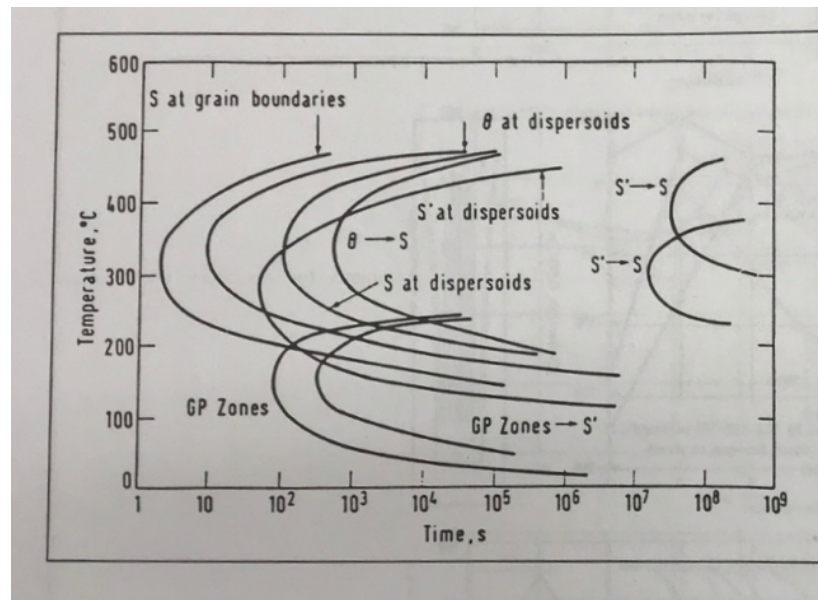


0.5 μm

Obr. 10. GP pásma ve slitině Al-4%Cu [20]

V další fázi stárnutí vznikají vícevrstvé destičkové útvary tvořené několika monoatomovými vrstvami mědi, jenž se pravidelně střídají. Obdobně jako pásma GPI vznikají i tyto útvary, označené jako Guinier-Prestonova pásma II (GPII), v rovinách rovnoběžných se stěnami elementární kubické mřížky základní krystalické hmoty. Vznikem uvedených zón GPI a GPII je ukončeno přirozené stárnutí slitin Al-Cu. Vytvřující účinek zón vychází z uplatnění protínajícího mechanismu interakce dislokací se zónami. Napěťové pole kolem každé zóny může být dle povahy slitiny výrazné (například slitiny Al-Cu) nebo prakticky nulové (například slitiny Al-Ag, Al-Zn). Jelikož u zón existuje statisticky těsná distribuce v slitině, pro dislokaci je obvykle jednodušší projít skrze zónu, nežli ji obejít. To plyne jednoduše z výrazu pro napětí σ potřebné k projití dislokace mezi dvěma částicemi: $\sigma = 2Gb/L$ kde L je vzdálenost mezi částicemi, G je modul pružnosti ve střihu, b je Burgersův vektor. Je-li střední vzdálenost mezi zónami v skluzové rovině $L = 200 \text{ \AA}$, potom u hliníkových slitin $\sigma = G/30$, což je napětí blízké se teoretické pevnosti hliníku, zatímco skutečné napětí činí přibližně jen $\sigma = G/200$. Protínání

zón dislokacemi potvrzuje mikroskopické pozorování. U rovinných zón s velkým koherentním pnutím bude každé jednotlivé napěťové pole kolem zóny vstupovat do interakce s dislokací na malou vzdálenost, a tak bude klást odpor proti pohybu dislokace zónou. Jak GP zóny rostou, jsou stále větší překážkou pro skluz dislokací. Přispívá k tomu i rostoucí pnutí v okolní mřížce hliníku. Se zvětšováním GP zón se tedy roste i vytvrzující efekt. [16,17]

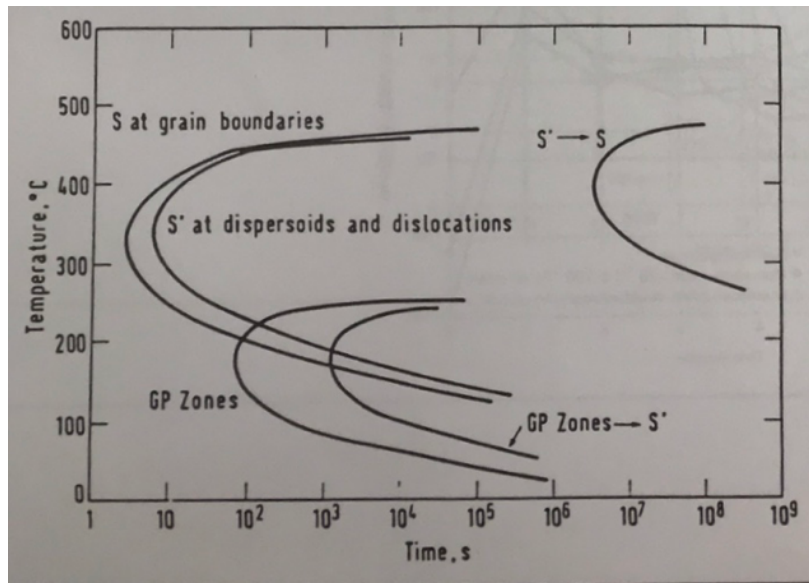


Obr. 11 Graf časová a teplotní závislosti nukleace precipitátů ve slitině AW 2024přirozené stárnutí [12]

Při stárnutí za zvýšené teploty dále vniká destičkový intermediální precipitát Θ'' s tetragonální strukturou na rovinách $\{100\}_{Al}$ matečné fáze, s níž je koherentní. Tato fáze zaručuje ve slitině Al-Cu maximální možnou hodnotu precipitačního vytvrzení. U substitučních tuhých roztoků značná část nukleace intermediálního precipitátu připadá na heterogenní nukleaci na dislokacích. S přeměnou Θ'' na Θ' na rovinách $\{100\}_{Al}$ klesá koherentní pnutí kolem každé částice, zejména ve směru kolmém na rovinu přeměny. Heterogenní nukleace tohoto precipitátu je tedy možná v případě, že Burgesův vektor dislokace a vektor mřížkové neshody precipitátu nebudou na sebe kolmé. Průběhem stárnutí dochází k růstu těchto částic intermediálního precipitátu které zaplní objem matečné fáze dochází tak k rozpouštění zón. Vytvrzující účinek částic intermediální fáze Θ'' je obdobný jako u zón GPI a GPII, což je považováno za důkaz že vytvrzení souvisí s vnitřním pnutím a chemickým vytvrzováním. U částic precipitátu Θ' dochází k protnutí dislokacemi nebo jsou obejity příčným skluzem.

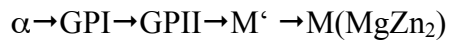
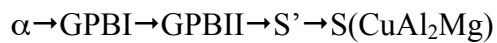
S dalším zvýšením teploty k hranici 300 °C, z částečně koherentní fáze Θ' vzniká stabilní a zcela nekoherentní fáze Θ $CuAl_2$. Porušením koherentnosti dochází ke snížení pevnosti a tvrdosti na minimální hodnotu. S výdrží na této teplotě rovnovážný precipitát hrubne a dochází k tzv. přestárnutí slitiny. Tento jev je opět spojen se snížením pevnosti a tvrdosti. Je třeba ještě dodat, že k vytvrzení nekoherentního precipitátu dochází disperzním

vytvrzováním, tedy příčným skluzem dislokací kolem precipitátů za tvorby prismatických smyček.

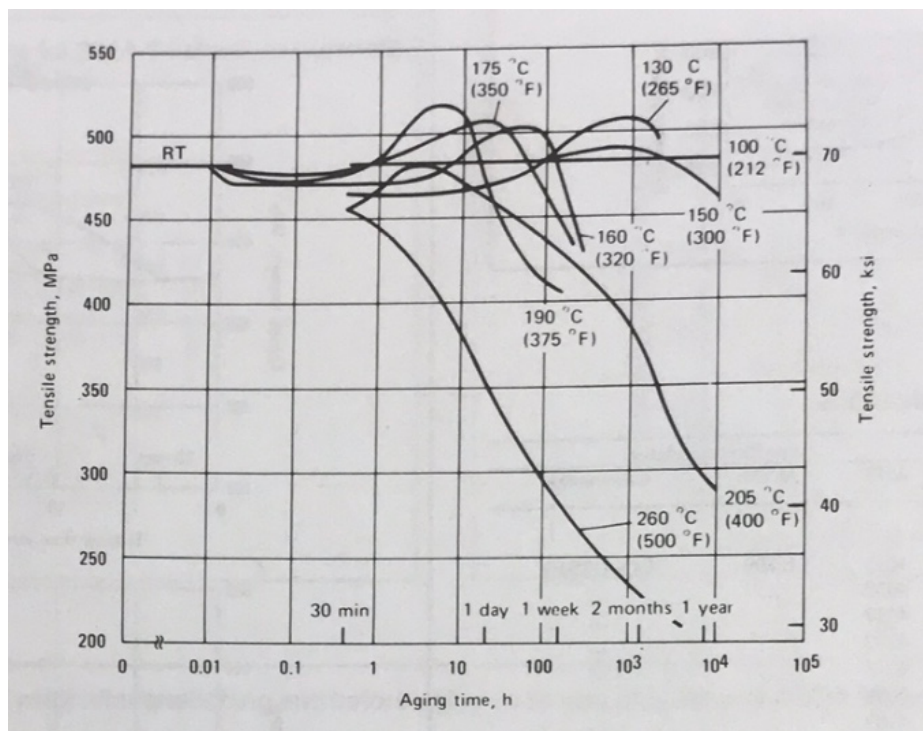


Obr. 12 Graf časová a teplotní závislosti nukleace precipitátů ve slitině AW 2024, stárnutí 16 h 170°C [12]

Pro slitiny obsahující navíc Mg a slitiny Al-Zn-Mg je rozpad tuhého roztoku realizován obdobně:



Zóny GPB (Guiner-Preston-Bagariackij) jsou analogické GP zónám s tím rozdílem, že v GPB jsou přítomny atomy Mg. Maximální pevnostní vlastnosti u těchto slitin jsou spojeny s přítomností obou typů zón v substruktuře. [7, 16, 17]



Obr. 13 Charakteristika stárnutí slitiny AW2024 [12]

4 Kryogenní zpracování (technologie)

Kryogenní zpracování materiálu může být definováno jako proces, při němž jsou materiály a součásti vystaveny vlivu velmi nízkých teplot s cílem zvýšení jejich výkonu způsobením trvalé změny mikrostruktury. K tomuto pojmu se vztahují všechny procesy a techniky, jež využívají teploty nižší než -150°C . Uvedenou definici je však nutné brát s rezervou, jelikož žádná oficiální definice tohoto procesu neexistuje a parametry se u jednotlivých společností a institucí mohou výrazně lišit.

Kryogenní zpracování bylo poprvé předvedeno ve třicátých a čtyřicátých letech, kdy jej firma Junkers v Německu použila pro vojenské komponenty letadel. Následně bylo používáno za účelem zlepšení výkonu ocelových řezných nástrojů. [21] Příznivý účinek kryogenního zpracování byl dokázán až výzkumy během 70 a 80 let Dr. Randallem Barronem z Louisianské technické univerzity [22, 23, 24]. Dále během devadesátých let byla provedena významná práce na měření a vysvětlení účinků kryogenního zpracování na oceli [25,26]. Některé výzkumy byly také provedeny na slitinách neželezných kovů. Konkrétně například v řadě čínských publikací z počátku nového tisíciletí [27,28,29].

Jedna z prací, která byla v literatuře nalezena v souvislosti s účinkem kryogenního zpracování na hliníkové slitině AW7075, byla [30]. V této práci byla zkoumána hliníková slitina AW7075-T6 se dvěma různými časy ponoru v kapalném dusíku (2 a 48 hodin) při kryogenní teplotě -196°C . Následně byla při pokojové teplotě měřena pevnost tvrdost a houževnatost vzorků. U vzorků s 2 hodinovou výdrží v kapalném dusíku, při teplotě kryogenního zpracování, nebyly zaznamenány změny mechanických vlastností. Naopak u vzorků vystavených stejným podmínkám po dobu 48 hodin jsou změny patrné. Dle pozorovaných změn došlo ke 11% zvýšení houževnatosti dle Charpyho a snížení tvrdosti o půl bodu dle Rockwella. Kryogenní zpracování může ovlivnit strukturu hliníkových slitin a zmírnit zbytkové pnutí, což vede ke zvýšení rozměrové stability. Bylo rovněž prokázáno, že kryogenní zpracování může zlepšit vlastnosti tenkovrstvých hliníkových odlitků. Dokončené díly poté vykazují zvýšenou životnost, tak například i obrobitelnosti. Z tohoto výzkumu nelze jednoznačně předložit vysvětlení vlivu kryogenního zpracování na vlastnosti dané slitiny. Tedy pro potvrzení účinku kryogenní úpravy by bylo nutné provést další testování. Měly by být použity delší časy (např. 96 hodin nebo více), aby bylo zjištěno, zda doba ponoru v kapalném dusíku skutečně způsobí očekávané změny.

Výzkumní pracovníci v Marshallově vesmírném letovém středisku zkoumají potenciální výhody kryogenního zpracování slitin hliníku pro použití ve vesmíru. V tomto výzkumu [2] uvádějí účinky kryogenního zpracování na některé mechanické vlastnosti, jako je tvrdost a odolnost vůči únavě hliníkové slitiny. Nebylo zaznamenáno znatelné zlepšení pozorování únavy, ale průměrná tvrdost testované hliníkové slitiny vzrostla. Kryogenní zpracování bylo aplikováno na slitinu hliníku, která již byla tepelně zpracována nebo svařena. Testované

součásti byly pomalu ochlazeny bez tepelného šoku na přibližně $-184\text{ }^{\circ}\text{C}$ po dobu 24 hodin a následně opět bez tepelného šoku zahřáty na pokojovou teplotu. [2]

Další zdrojem, zabývajícím se danou problematikou v souvislosti se slitinou AW2024 a jejími vlastnostmi, především zbytkového pnutí a jeho snižování, v závislosti na tradičních i inovativních variacích kryogenního zpracování je článek [31]. Základním krokem při vytváření vysoké pevnosti u precipitačně vytvrditelných hliníkových slitin je rychlé ochlazování z teploty rozpouštěcího žhání. Pokud je chlazení dostatečně rychlé, vede k vyšší pevnosti. Naopak nežádoucím efektem rychlého chlazení je však tvorba zbytkových pnutí. Kryogenní zpracování je známou metodou ke snížení zbytkového pnutí hliníkových slitin a může být využito i pro součásti složitého tvaru. Během konvenčního kryogenního zpracování jsou díly po rozpouštěcím žhání zprvu ochlazeny vodou na pokojovou teplotu. Následuje ochlazení ponořením do kapalného dusíku o teplotě $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$. Poté přichází na řadu rychlý ohřev ve vroucí vodě nebo párou o vysoké rychlosti. Tento proces je však spojen s některými problémy. Jedním z hlavních nevýhod konvenčního kryogenního zpracování je to, že platí za relativně obtížný a nákladný proces. Navíc vyžaduje použití speciálních parních trysek a jejich precizní rozložení tak, tak aby byla součást ohřívána rovnoměrně v celém svém objemu. [32]

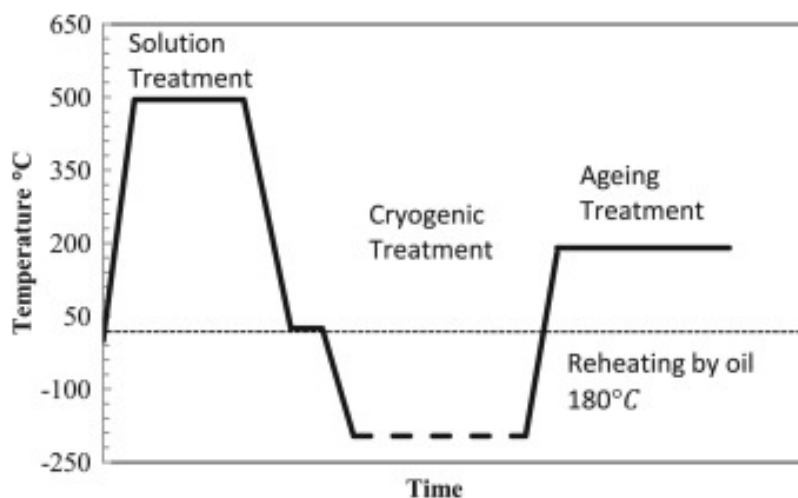
Vzorky byly podrobeny rozpouštěcímu žhání ohřevem na teplotu $495 \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ s výdrží po dobu 2 hodin a poté ochlazeny ve vodě o teplotě $20\text{ }^{\circ}\text{C}$. V dalším kroku byla jedna část vzorků ponořena do kapalného dusíku při teplotách -196°C po dobu 1 nebo 24 hodin. U zbylé části vzorků k této operaci nedošlo. Následoval rychlý ohřev ve vroucí vodě či oleji zahřátém na $180\text{ }^{\circ}\text{C}$. Nakonec byly vzorky, podrobeny stárnutí při pokojové teplotě po dobu 30 dnů, nebo při $190 \pm 6\text{ }^{\circ}\text{C}$ po dobu 12 hodin.

sample name	Solution heat treatment	Quenched Media	Immersion in liquid nitrogen	Reheating Medium	Aging
QWNA(T4)	2 h $495\text{ }^{\circ}\text{C}$	water $20\text{ }^{\circ}\text{C}$	–	–	Natural Aging 30 day
QWAA(T6)			–	–	12 h $190\text{ }^{\circ}\text{C}$
QWCA1			1 h	Oil $180\text{ }^{\circ}\text{C}$	
QWCA24			24 h	Oil $180\text{ }^{\circ}\text{C}$	
QWBW24			24 h	Boiling Water	

Q: Quench, W: Water, N: Natural, C: Cryogenic, B: Boiling for example QWCA24 means quenched

in water at $20\text{ }^{\circ}\text{C}$, immersion in liquid nitrogen for 24 h and followed by artificial aged at $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 12 h

Obr. 14 přehled variant operací tepelného zpracování s tradičním či inovativním kryogenním zpracováním slitiny AW2024 [31]



Obr. 15 Cyklus tepelného zpracování pro kryogenní zpracování s horkým olejem [31]

Použití olejového média při teplotě 180 °C pro ohřev má určité výhody ve srovnání s párou o vysoké rychlosti či vroucí vodou. Olej a tekutý dusík poskytují široké rozmezí teplot od 180 °C do -196 °C. Toto rozmezí je širší než kombinace tekutého dusíku a vodní páry či vroucí vody. Vyšší teplota média pro ohřev způsobuje nárůst teplotních rozdílů povrchu a jádra vzorků hliníkové slitiny a tento problém způsobuje větší tepelné namáhání povrchu. Horký olej jako kapalně médium může poskytnout rovnoměrné zahřívání ponořeného vzorku a tím i rovnoměrnou plastickou deformaci povrchu. Další výhodou horkého oleje je jeho snadné použití, takže není vyžadováno žádné příslušenství ani speciální vybavení. Použití oleje navíc vede ke snížení doby mezi uvedením vzorku z chlazení do média pro ohřev. Tudíž proces může být proveden rychleji ve srovnání s ohřevem pomocí páry o vysoké rychlosti.

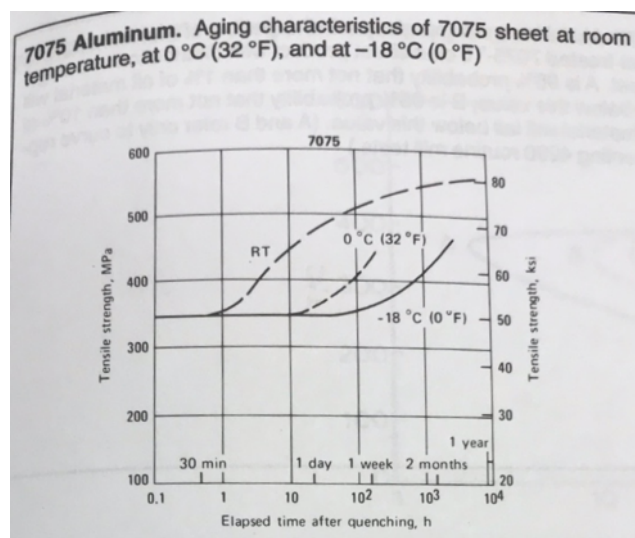
Dále bylo dokázáno, že zařazení popouštění před kryogenním zpracováním je méně efektivní ve srovnání s jeho zařazením přímo po kalení. To může být způsobeno stabilizací karbidů a mikrostrukturních fází během procesu popouštění, který zabraňuje další transformaci během kryogenního zpracování. Toto kryogenní zpracování s ohřevem v oleji může snížit až 71% zbytkového pnutí. Tedy více než běžné kryogenní zpracování s ohřevem ve vroucí vodě. Pevnost kryogenně zpracovaného vzorku se zvýšila o 75 MPa ve srovnání se vzorkem který touto úpravou v kapalném dusíku a následným ohřevem neprošel. Tato metoda tedy vedla ke snížení zbytkového pnutí a zlepšení mechanických vlastností. [32]

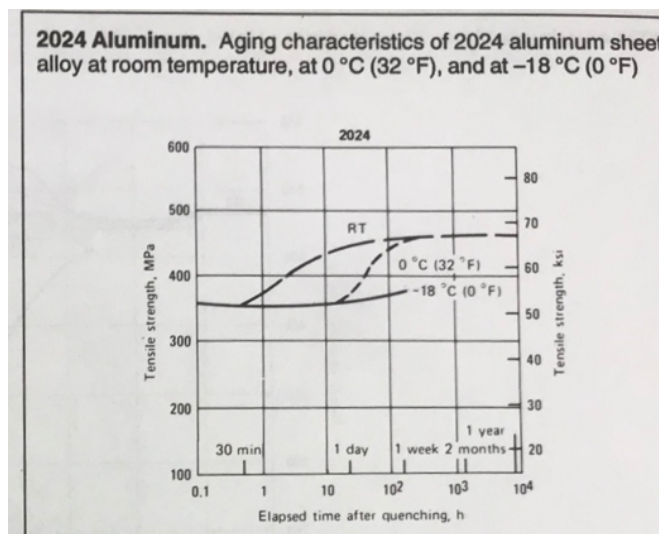
4.1 Mechanismy kryogenního zpracování hliníku

Kovové materiály, jako je ocel nebo hliník, jsou tvořeny atomy seřazenými v krystalické mřížce. Typ a rozložení této mřížky je dán prvky obsaženými ve slitině, způsobu tváření, nebo druhu tepelného zpracování. Manipulace s touto mřížkou je jádrem teorie kryogenního zpracování. Bez ohledu na to, jak dokonalý je výrobní proces, budou v konečném materiálu

téměř vždy chyby. Tyto nedokonalosti mohou vyplývat z nekonzistentnosti zpracování, odchylek v polotovaru nebo celé řady dalších faktorů. Tyto nedostatky vytvářejí v materiálu slabá místa a koncentrátoři pnutí. Atomy jenž tvoří mřížku, jsou i přes spojení vazbami odděleny prázdnými prostory. Obecně existuje teoretická "správná" vzdálenost mezi atomem. Snížením teploty krystalické struktury se atomy přibližují a sraží tyto dutiny. Chlazení a eventuální ohřev jsou prováděny postupně, řízeným způsobem s cílem donutit některé z dříve zmíněných nedostatků k samoopravě. Samozřejmě velikost působení tohoto účinku závisí na teplotě a s klesajícími teplotami je struktura nucena k stále těsnějšímu uspořádání. [1]

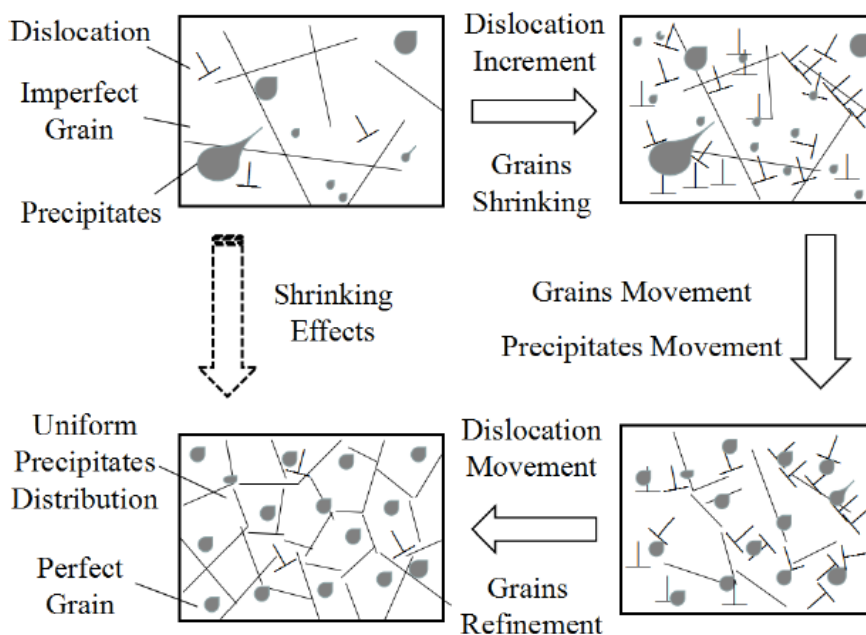
Jak již bylo zmíněno, v některých publikacích od čínských autorů [28,29] byly uvedeny jisté omezené spekulace ohledně vlivu kryogenní úpravy na vlastnosti hliníkových slitin. Kvůli velmi nízkým teplotám kryogenního zpracování prochází matrice hliníku smrštěním neboli kontrakcí, což má dva následky. Zprvu uzavření vnitřních vad struktury, jako jsou mikroporozity či vakance. Zadruhé může být snížen parametr mřížky, což vede k vyloučení atomů legujícího prvku a tím nárůstu objemového podílu precipitátů. Oba tyto případy zvyšují pevnost materiálu. Článek [26] interpretuje tuto problematiku obšírněji. Při porovnání s nezpracovanými vzorky, je u vzorků podrobených kryogenní úpravě pozorován menší počet defektů a poruch. Jejich zrna jsou více čistá a uniformní. Rovnoměrnější je i distribuce vyloučených precipitátů. Kryogenní zpracování vytváří hustší disperzi částic kovů a slitin. Dále je viditelný rozdíl mezi precipitáty. Je patrné jejich pravidelné rozložení a vyšší jemnost. Z hlediska zbytkového pnutí měření ukázala, že zbytkové pnutí v tahu bylo odstraněno a současně v materiálu vniklo mírné tlakové zbytkové pnutí po kryogenní úpravě. To může také přispět ke zlepšení tahových vlastností slitiny.





Obr. 16 Charakteristik závislosti pevnosti v tahu AW2024 a AW7075 na stárnutí slitin za totožných podmínek [12]

Tyto jevy mohou být způsobeny smršťujícím účinkem a pohybem krystalického zrna během procesu kryogenního zpracování. Mechanismus týkající se smršťujícího účinku a pohybu krystalického zrna je koncipován tak, aby vysvětlil experimentální jevy, jak je ukázáno na Obr. 17. Nejprve je během kryogenního zpracování zvýšena hustota dislokací. Následuje odblokování pohybu zrn a precipitátů. Pohyb dislokací podporuje proces zjemnění zrna a precipitační redistribuce. Nakonec, rozložení precipitátů je pravidelnější a zrna se po kryogenním procesu stávají jemnější a dokonalejší. Výsledkem je, že konečná pevnost a mez kluzu hliníkových slitin je zvýšena pomocí kryogenního zpracování bez ztráty tažnosti. Jinými slovy, dochází výraznému vylepšení vlastností hliníkových slitin v tahu. [33]



Obr. 17 Schématický proces kryogenního zpracování- možný mechanismus [33]

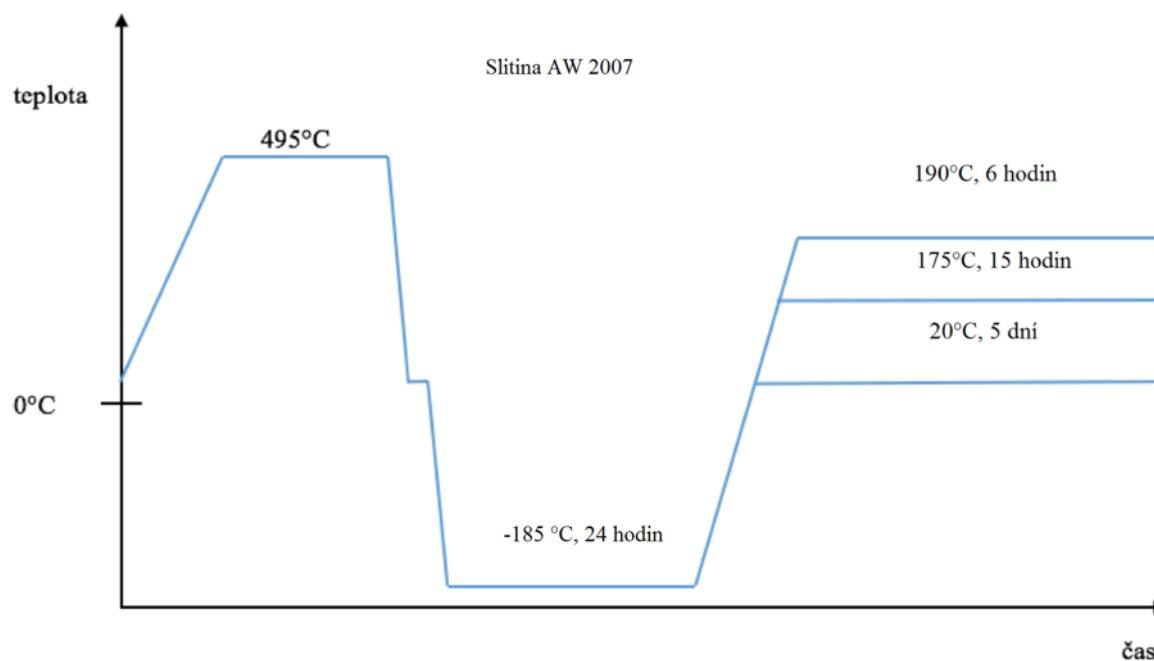
Podobně je interpretován i článek [31], který uvádí, že během kryogenní úpravy, ponoření do média ohřevu zvyšuje plastickou deformaci ve vzorku, čímž následně vzrůstá i hustota dislokací. Během umělého stárnutí zárodky precipitátů vznikají většinou na dislokacích jejich nukleace probíhá heterogenním způsobem. Jelikož plastická deformace poskytuje více nukleačních míst pro precipitaci, tudíž precipitáty jsou jemnější a více rozptýlené. Podobné vysvětlení interpretuje i článek [2] od NASA, jenž říká že, snížením okolní teploty vzorů na $-184\text{ }^{\circ}\text{C}$ za použití kapalného dusíku podstatně zpomalí atomovou a molekulární aktivitu v materiálu. Pomalé změny teploty způsobují uvolnění zbytkového napětí a homogenně stabilizují slitinu. Působením tohoto procesu dochází následně ke snížení zbytkových pnutí a maximální uniformitě materiálu. Tento proces může trvat 48 hodin nebo déle, tak aby během teplotního cyklu byl materiál udržován v rovnováze.

5 Experimentální program

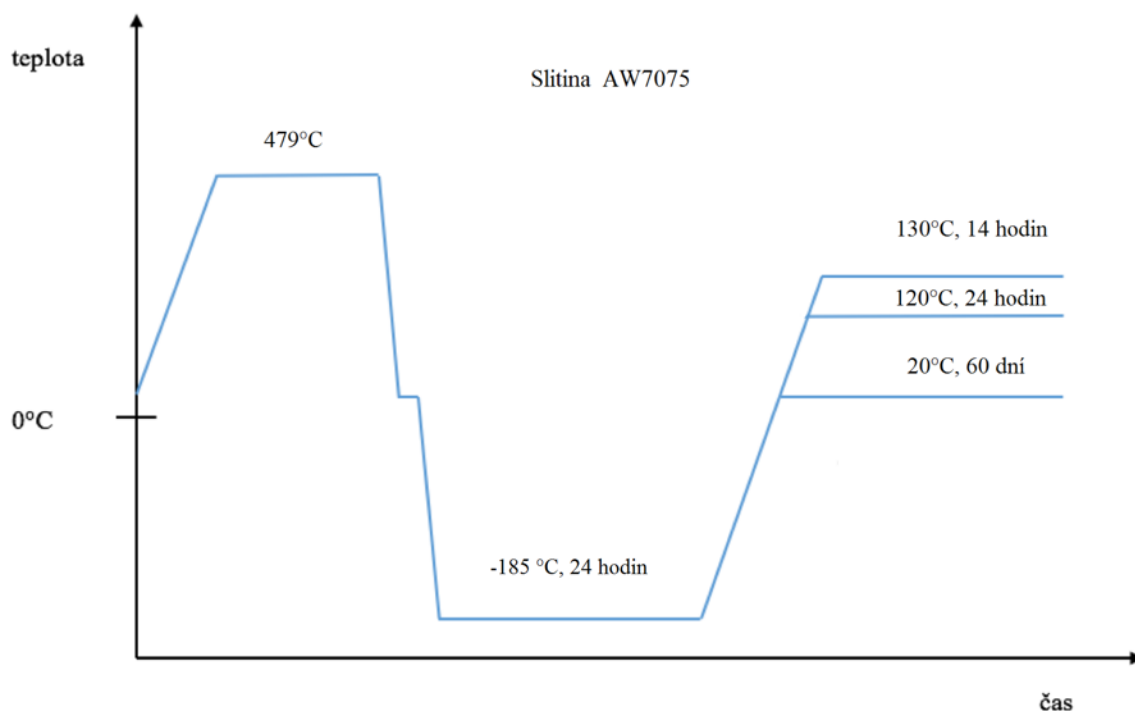
Hlavním bodem experimentálního programu a koneckonců i celé diplomové práce je za pomoci dostupných technologií navrhnout vhodný režim tepelného zpracování s implementací kryogenního zpracování a následně otestovat, analyzovat a interpretovat účinek těchto režimů v závislosti na vlastnostech, jako jsou mez pevnosti, tažnost, tvrdost, houževnatost otěruvzdornost, korozní odolnost a metalografické hodnocení struktur. Dále porovnat a vyhodnotit, který z nich představuje nejlepší možné řešení pro aplikaci v praxi.

6 Návrh vhodného tepelného zpracování

Ve spolupráci s vedoucím práce bylo pro každou slitinu navrženo několik režimů tepelného zpracování bez kryogenního zpracování, se stárnutím při třech různých teplotách pro každou slitinu a odlišných dobách, po které stárnutí probíhalo. U takto tepelně zpracovaných vzorků byla následně změřena tvrdost. Cílem bylo vybrat konkrétní podmínky vytvrzování, u kterých pak bude zařazeno rovněž kryogenní zpracování. Pro porovnání přínosu kryogenního zpracování byly připraveny vzorky se stejným tepelným zpracováním, ovšem bez kryogenního zpracování. Přehled a režimy všech testovaných vzorků jsou uvedeny v následujících tabulkách.



Obr. 18 Schéma návrhu všech režimů tepelného zpracování slitiny AW2007 pro experimentální program



Obr. 19 Schéma návrhu všech režimů tepelného zpracování slitiny AW7075 pro experimentální program

Označení vzorku	Rozpouštěcí žihání	Kalící médium	Kryogenní zpracování	Stárnutí
AW2007				
A	495°	voda	24h -185°C	6h 190°C
A1	495°	voda	-	6h 190°C
B	495°	voda	24h -185°C	15h 175°C
B1	495°	voda	-	15h 175°C
C	495°	voda	24h -185°C	5d 20°C
C1	495°	voda	-	5d 20°C
Označení vzorku	Rozpouštěcí žihání	Kalící médium	Kryogenní zpracování	Stárnutí
AW7075				
D	470°C	voda	24h -185°C	24h 120°C
D1	470°C	voda	-	24h 120°C
E	470°C	voda	24h -185°C	14h 130°C
E1	470°C	voda	-	14h 130°C
F	470°C	voda	24h -185°C	60dní 20°C
F1	470°C	voda	-	60dní 20°C

Tab. 3 Rozpis režimů tepelného zpracování slitin AW2007 a AW7075

Veškeré procesy tepelného zpracování proběhly v kalárně KMM ZČU, kromě procesu kryogenního zpracování, jenž zajistila firma European Cryogenic Institute, s.r.o. se sídlem v Mostě.

7 Výčet zkoušek a testů

- chemické složení
- metoda GDOES, přístroj GDS-500

- tvrdost
- dle Brinella ČSN EN ISO 6505

- metalografie
- SM, ŘEM

- tribo test
- Pin-on-disc, ASTM G99

- nárazová práce
- ČSN EN ISO 148-1, Charpyho kladivo

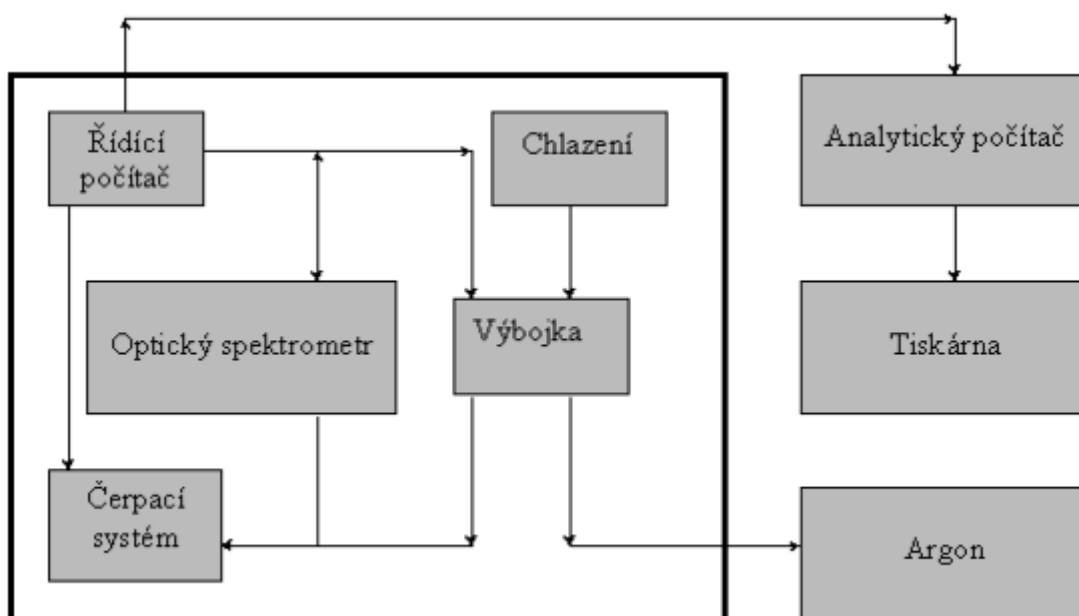
- korozní odolnost
- ČSN EN ISO 9227, korozní komora Q-FOG – CCT 600

- zkouška tahem
- ČSN EN ISO 6892-1, Zwick Roell Z250

8 Chemické složení

Chemické složení je obecně jednou z nejdůležitějších charakteristik hodnocení kovových materiálů, protože na něm přímo závisí další vlastnosti materiálu jako struktura, tvrdost houževnatost a podobně. Co se týče zjištění chemického složení předložených vzorků hliníkových slitin, bylo provedeno za pomoci metody GDOES resp. optického emisního spektrometru buzeného doutnavým výbojem. Konkrétně tedy na přístroji GDS-500, jenž dokáže principiálně měřit všechny prvky. Pro tento přístroj jsou kompatibilní elektricky vodivé ploché vzorky, jejichž průměr dosahuje velikosti 13 až 100 mm. Přístroj je složen ze zdroje doutnavého výboje, optického disperzního členu s možností záznamu záření, pomocných a vyhodnocovacích zařízení.

Záření je vybuzeno díky doutnavému výboji. K měření je použito tzv. abnormálního doutnavého výboje v závislosti růstu proudu společně s napětím. Povrch analyzovaného vzorku je odprašován v prostoru Grimmovy lampy, následně pak uvolněné atomy a atomové klastry excitovány v atomovém výboji a přechodem do základního stavu emitují fotony. Dané záření je poté ve spektrometru rozloženo na jednotlivé vlnové délky a registrováno detektory. Ze sestavené kalibrace je následně možné přidělit konkrétní hodnotě výstupního proudu detektoru požadovanou hodnotu chemického složení. [34, 35]



Obr. 20 Blokové schéma GDOES [36]

AW2007- prvky [hm %]	Al	Cu	Mg	Zn	Si
	základ	3,76±0,355	0,58±0,041	0,28±0,082	1,03±0,343
AW7075- prvky [hm %]	Al	Cu	Mg	Zn	Si
	základ	1,90±0,262	2,40±0,048	5,27±0,122	0,85±0,330
AW2007- prvky [hm %]	Fe	Cr	Mn	Pb	Bi
	0,35±0,138	0,06±0,019	0,68±0,081	2,32±0,395	0,24±0,017
AW7075- prvky [hm %]	Fe	Cr	Mn	Ti	
	0,48±0,166	0,26±0,024	0,15±0,062	0,08±0,015	

Tab. 4 Chemické složení obou slitin zjištěné pomocí metody GDOES

Hodnoty jednotlivých prvků uvedených ve výsledné tabulce jsou výsledkem pěti samostatných měření. Z výsledků je patrné, že u první slitiny se vyskytuje ve větší míře olovo, tudíž jde pravděpodobně o slitinu AW2007. Tento fakt je z praktického hlediska zanedbatelný. U druhé slitiny se skutečně jedná o deklarovanou slitinu AW7075 s nepatrně vyšší naměřenou hodnotou obsahu Si. K AlCuMgPb je Pb přidán jako prvek který zlepšují obrobitelnost, což činí tuto slitinu zvláště vhodnou ke zpracování na automatických obráběcích strojích (krátká tříska, dobrý povrch a vysoká rychlost řezání). Slitina s Pb má po obrábění, například oproti slitinám s Bi, jenž rovněž zlepšuje obrobitelnost, lesklý vzhled.

Název	Hustota g/cm ³	Si		Fe	Cu		Mn		Mg	
		Min	Max	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max
EN AW-2007	2,85	0,4	0,8	0,8	3,3	4,6	0,5	1	0,4	1,8
Cr	Zn	Ni	Bi	Pb		Sn	Ostatní			
Max	Max	Max	Max	Min	Max	Min	Min	Al (ostatní)		
0,1	0,2	0,2	0,2	0,8	1,5	0,2	0,3	True		

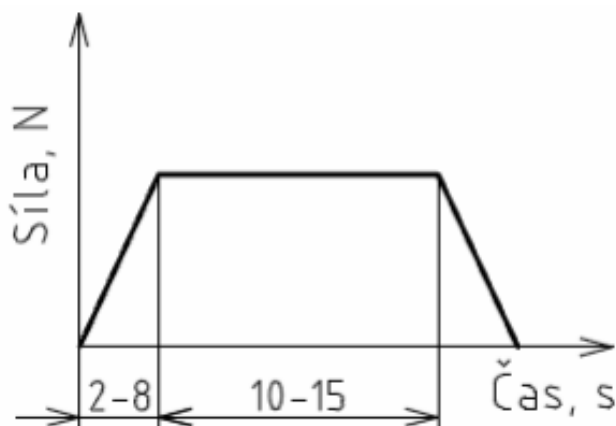
Obr. 21 Chemické složení slitiny AW2007 dle EN pro porovnání s výsledky GDOES [37]

9 Zkouška tvrdosti

Tvrdot je jednou z nerozšířenějších základních mechanických charakteristik kovových železných, ale i neželezných slitin v technické praxi a to zejména pro svoji jednoduchost. Ke stanovení příslušných hodnot tvrdosti jednotlivých předložených vzorků byla zvolena zkouška tvrdosti podle Brinella, jelikož je vhodná k měření tvrdosti měkkých a středně tvrdých materiálů. Zkoušku popisuje norma ČSN EN ISO 6505. Konkrétně se jedná o makroskopickou statickou vnikací zkoušku tvrdosti. Brinellova zkouška vyjadřuje tvrdost jako poměr působícího zatížení F k ploše povrchu A kulovitého vtisku. Samotná zkouška vychází z podstaty vtlačení ocelové kalené leštěné kuličky o průměru D do zkušební vzorku za pomoci síly F , jež působí směrem kolmo k měřenému povrchu po stanovenou dobu a následného změření průměru vtisku d , které následuje po odlehčení zatížení.[38]

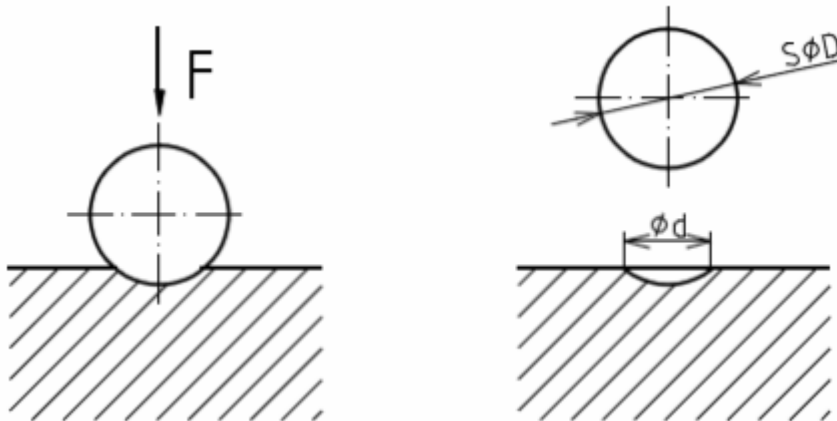
9.1 Postup měření

Před samotným započítím měření je potřeba zhotovit odpovídající povrch vzorků pro vtisky. Jelikož samotné vtisky jsou větších rozměrů, postačí jednoduché zarovnání povrchů tak, aby vzorek bezpečně dosedl na zkušební stroj. Zkušební povrch musí být bez přítomnosti jakýchkoli cizích těles, okujů a mazadel. Náběh zatížení z nuly do jeho nominální hodnoty musí být v rozmezí 2 s až 8 s. Doba trvání plného zatížení je stanovena na 10 s až 15 s. Stupeň zatížení pro slitiny hliníku je stanoven na $a = 10$. [38]



Obr. 22 Průběh zatížení [38]

Požadavek na minimální tloušťku zkušební materiálu musí odpovídat alespoň desetinásobku hloubky vtisku, aby bylo zaručeno, že plastická deformace proběhne ve zkušebním tělese. Průměr kuličky a dané zatížení je nutné volit tak aby vtisk odpovídal rozmezí 0,25-0,6 D . Vtisk je měřen na mikroskopu a ve dvou na sebe vzájemně kolmých směrech a výsledná hodnota odpovídá jejich aritmetickému průměru. Ještě je třeba dbát na minimální vzdálenost zaprvé středu vtisku a okraje zkušební vzorku, která nesmí být menší než 2,5 d a zadruhé středů dvou sousedních vtisků, jež musí odpovídat alespoň 4 d . [38]



Obr. 23 Princip zkoušky dle Brinella [38]

9.2 Výpočet tvrdosti

Pro účely této mechanické zkoušky byl zvoleno zatížení 62.5 kg a velikost kuličky 2,5 mm. Doba trvání vtisku byla 10 sekund

$$F = m \cdot g = 62,5 \cdot 10 = 625N$$

$$D = 2,5 \text{ mm}$$

Pro 1. měření:

$$d_1 = \frac{0,783 + 0,787}{2} = 0,785 \text{ mm}$$

$$HBW_1 = \frac{0,102 \cdot 2 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d_1^2})} = \frac{0,102 \cdot 2 \cdot 625}{\pi \cdot 2,5 \cdot (2,5 - \sqrt{2,5^2 - 0,785^2})} = 128HBW$$

Pro 2. měření:

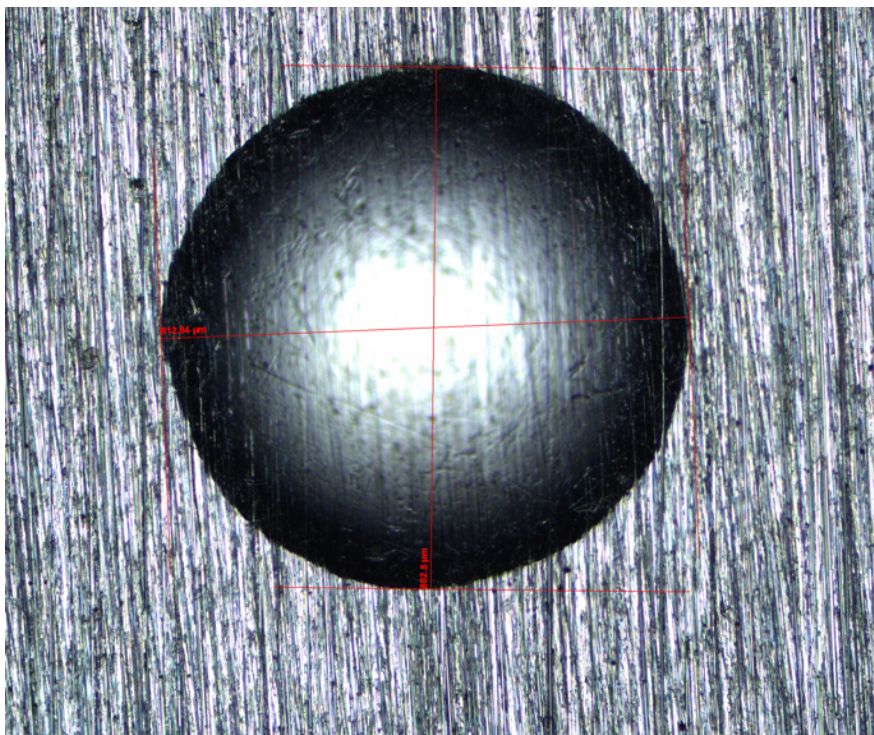
$$d_2 = \frac{0,813 + 0,8}{2} = 0,806 \text{ mm}$$

$$HBW_2 = \frac{0,102 \cdot 2 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d_2^2})} = \frac{0,102 \cdot 2 \cdot 625}{\pi \cdot 2,5 \cdot (2,5 - \sqrt{2,5^2 - 0,806^2})} = 122HBW$$

Pro 3. měření:

$$d_3 = \frac{0,812 + 0,802}{2} = 0,807 \text{ mm}$$

$$HBW_3 = \frac{0,102 \cdot 2 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d_3^2})} = \frac{0,102 \cdot 2 \cdot 625}{\pi \cdot 2,5 \cdot (2,5 - \sqrt{2,5^2 - 0,807^2})} = 121HBW$$



Obr. 24 Průměr velikosti vtisku po měření tvrdosti dle Brinella u vzorku A

Statistické vyhodnocení metody Brinell A			
Měření	Hodnoty	Průměr	Směrodatná odchylka
1.	128 HBW	123,7 HBW	3,1 HBW
2.	122 HBW		
3.	121 HBW		

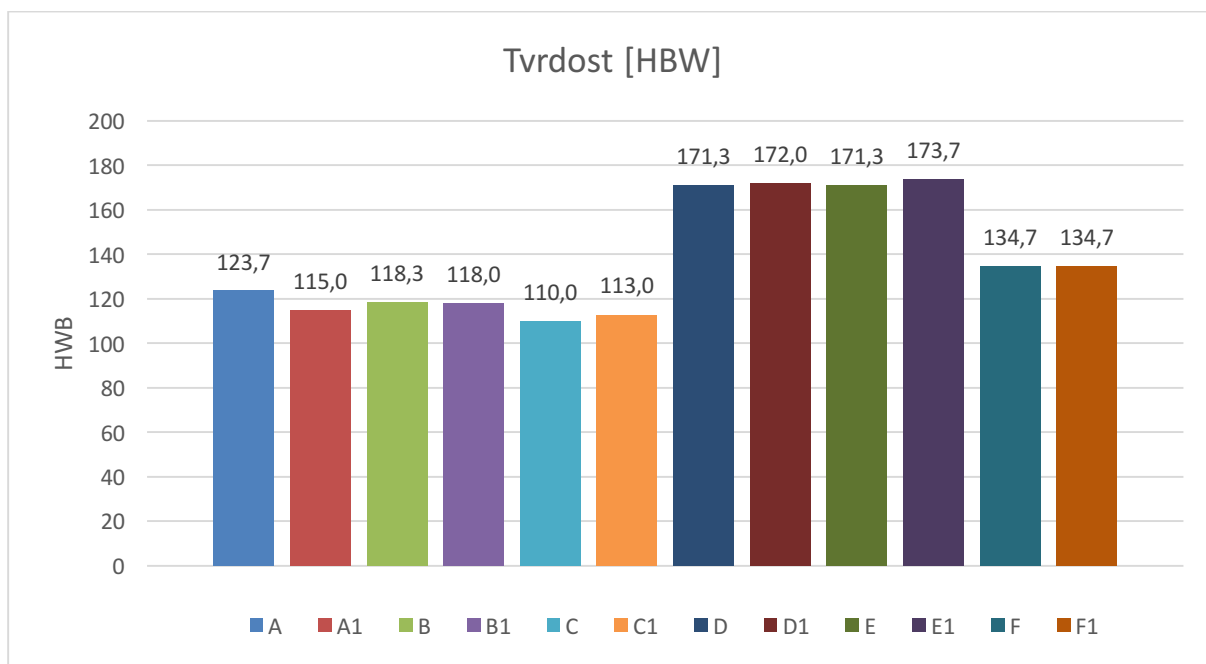
Tab. 5 Vypočtené hodnoty tvrdosti pro vzorek A

Vypočtené hodnoty tvrdosti všech vzorků dle Brinella [HBW]				
Vzorek	A	A1	B	B1
Vtisk 1	128	113	117	117
Vtisk 2	122	113	117	118
Vtisk 3	121	119	121	119
průměr	123,7	115	118,3	118
Směr. Och.	3,1	2,8	1,9	0,8

Vypočtené hodnoty tvrdosti všech vzorků dle Brinella [HBW]				
Vzorek	C	C1	D	D1
Vtisk 1	110	115	173	172
Vtisk 2	110	111	171	171
Vtisk 3	110	113	170	173
průměr	110	113	171,3	172
Směr. Och.	0	1,6	1,2	0,8

Vypočtené hodnoty tvrdosti všech vzorků dle Brinella [HBW]				
Vzorek	E	E1	F	F1
Vtisk 1	171	173	137	133
Vtisk 2	170	175	139	136
Vtisk 3	173	173	134	135
Průměr	171,3	173,6	136,7	134,7
Směr. Och.	1,2	0,9	2,0	1,2

Tab. 6 Vypočtené hodnoty tvrdosti dle Brinella pro všechny vzorky

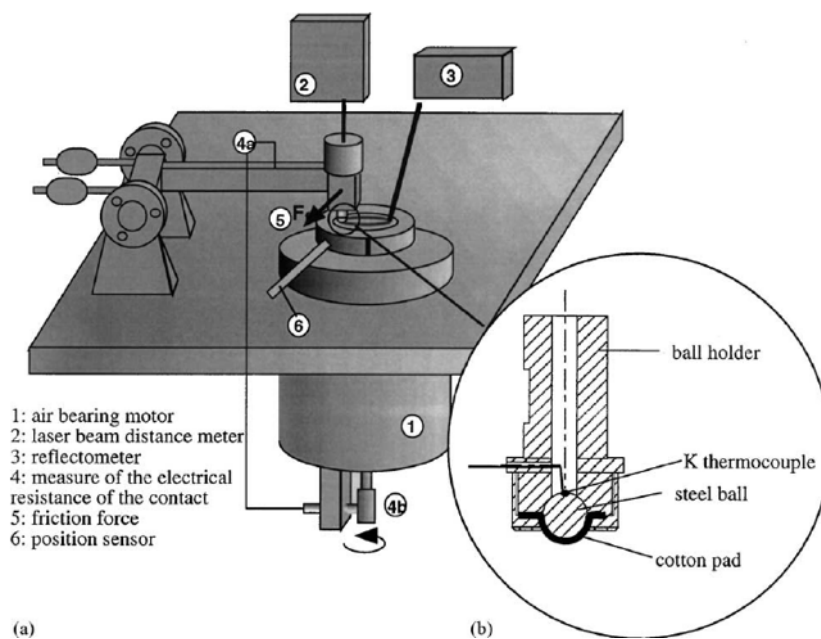


Obr. 25 Graf výsledných hodnot tvrdostí pro všechny testované vzorky

Z výsledného grafu je patrné, že zvolený režim kryogenního zpracování má na hodnoty tvrdosti obou testovaných Al slitin prakticky zanedbatelný vliv. Pouze mezi vzorky A a A1 došlo k cca 7% nárůstu hodnot tvrdosti. U ostatních testovaných vzorků se výsledné hodnoty mezi vzorky s kryogenním zpracováním a bez něj víceméně rovnají. U slitiny AW7075 je viditelná vyšší tvrdost u vzorků stárnoucích za vyšších teplot, oproti vzorkům stárnoucím přirozeně.

10 Tribo test

Jelikož dalším parametrem hodnocení vlastností vybraných slitin podrobených různým režimům tepelného zpracování je odolnost proti abrazivnímu opotřebení, pak jednou z možností jak dané vlastnosti interpretovat na předložených vzorcích je tribologické testování. Tribologie se v obecném pojetí zabývá chováním dvou povrchů ve vzájemném pohybu. Samotné testování bylo provedeno za pomoci standartní metody měření opotřebení Pin-on-Disc.



Obr. 26 schéma Pin-on-Disc [39]

Tato metoda, specifikovaná též normou ASTM G99, spočívá vtom, že pevně uchycené zkušební tělíčko ve tvaru kuličky na pákovém rameni, působí zvolenou silou na zkušební vzorek, který je pevně uchycen ve sklíčidle, jenž se otáčí zvolenou rychlostí typicky v rozmezí 0,3 až 3 rad / s ; (60 až 600 ot / min). Bezprostředně před samotným testováním a vážením je nutné zajistit, aby se na vzorku nenacházela cizí tělesa ani nečistoty, jelikož by mohlo dojít ke zkreslení či znehodnocení výsledků měření. Přístroj musí být vybaven otáčkoměrem či jiným zařízením schopným vypnutý přístroje po uplynutí přesně daného počtu otáček. [40]

Testování proběhlo pomocí tribologického zařízení vyvinutého na KMM ZČU jenž byl zhotoven pracovníky katedry. Nejedná se o standardizované zařízení, tudíž vyhodnocení proběhlo jednoduchým porovnáním získaných výsledků, přičemž pro všechny testované vzorky byly nastolené totožné podmínky. Byla použita 6 mm kulička z WC, přičemž je uvažováno její prakticky zanedbatelné nulové opotřebení, $n=158$ ot/min, 1500 cyklů, závaží vyvozující přitlačnou sílu 2 N a z důvodu přesnosti měření váhového úbytku zbroušený a leštěný povrch vzorků. Na každém vzorku byly provedeny 3 stopy.



Obr. 27 Zařízení pro tribologické testování na KMM ZČU

10.1 Metoda váhových úbytků

Stopy vytvořené metodou Pin-on-disc doprovázelo hromadění plastické informace. Z tohoto důvodu byla šířka jejich stopy značně nerovnoměrná. Tudíž nebylo možné využít jinou metodu hodnocení, než porovnání váhových úbytků materiálu. Jelikož v mnoha případech jsou váhové úbytky obtížně měřitelné, jedná se o méně užívaný, v tomto případě však jediný možný způsob hodnocení. K měření hmotnosti byla využita váha s přesností měření na 10^{-4} gramu. Vzorky byly zváženy a údaje jsou v následující tabulce.



Obr. 28 Váha, jež byla využita k měření váhy a váhových úbytků u jednotlivých vzorků

Hmotnost vzorků [g]				
stopa	A	A1	B	B1
0	137,3499	132,2832	136,2389	142,7993
1	137,3486	132,2824	136,2373	142,7988
2	137,3475	132,2812	136,2365	142,7982
3	137,3465	132,2804	136,2356	142,7976

Hmotnost vzorků [g]				
stopa	C	C1	D	D1
0	133,1521	133,5468	127,9871	137,5530
1	133,1512	133,5453	127,9867	137,5521
2	133,1503	133,5442	127,9861	137,5512
3	133,1493	133,5427	127,9856	137,5503

Hmotnost vzorků [g]				
stopa	E	E1	F	F1
0	126,7357	139,1004	125,9427	126,3719
1	126,7349	139,0998	125,9421	126,3711
2	126,5346	139,0992	125,9415	126,3705
3	126,7339	139,0985	125,9409	126,3699

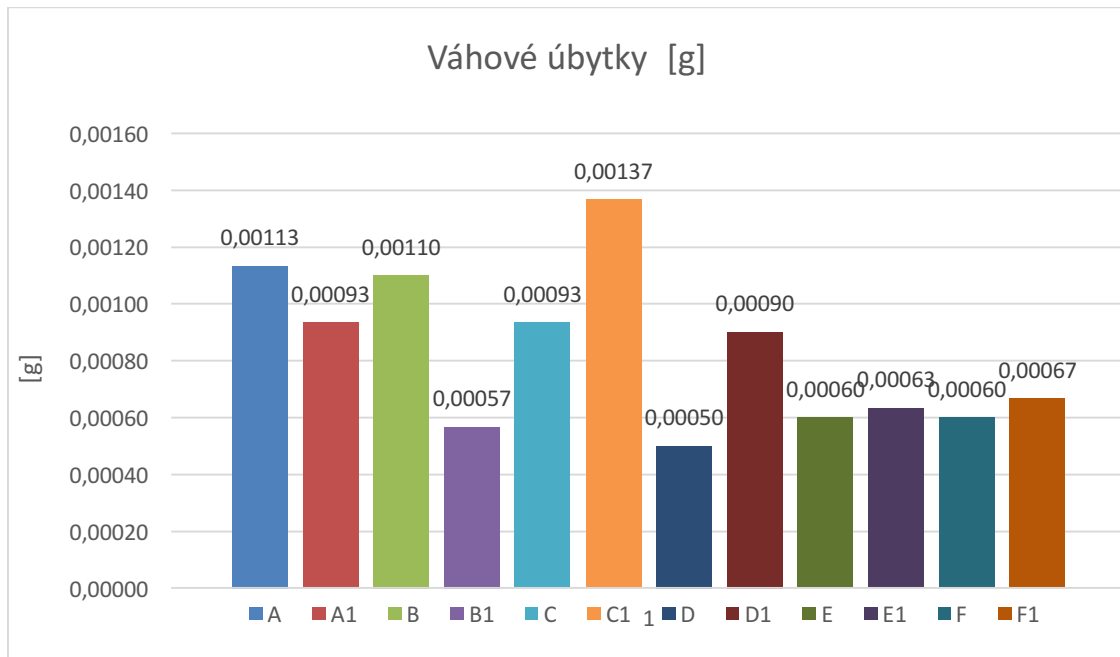
Tab. 7 Tabulka hmotností vzorků po provedení jednotlivých stop v gramech

Váhové úbytky vzorků [g]				
	A	A1	B	B1
stopa				
1	0,0013	0,0008	0,0016	0,0005
2	0,0011	0,0012	0,0008	0,0006
3	0,0010	0,0008	0,0009	0,0006
průměr	0,00113	0,00093	0,00110	0,00057

Váhové úbytky vzorků [g]				
	C	C1	D	D1
stopa				
1	0,0009	0,0015	0,0004	0,0009
2	0,0009	0,0011	0,0006	0,0009
3	0,0010	0,0015	0,0005	0,0009
průměr	0,00093	0,00137	0,00050	0,00090

Váhové úbytky vzorků [g]				
	E	E1	F	F1
stopa				
1	0,0008	0,0006	0,0006	0,0008
2	0,0003	0,0006	0,0006	0,0006
3	0,0007	0,0007	0,0006	0,0006
průměr	0,00060	0,00063	0,00060	0,00067

Tab. 8 Tabulka váhových úbytků materiálu a jejich průměru po provedení jednotlivých stop v gramech

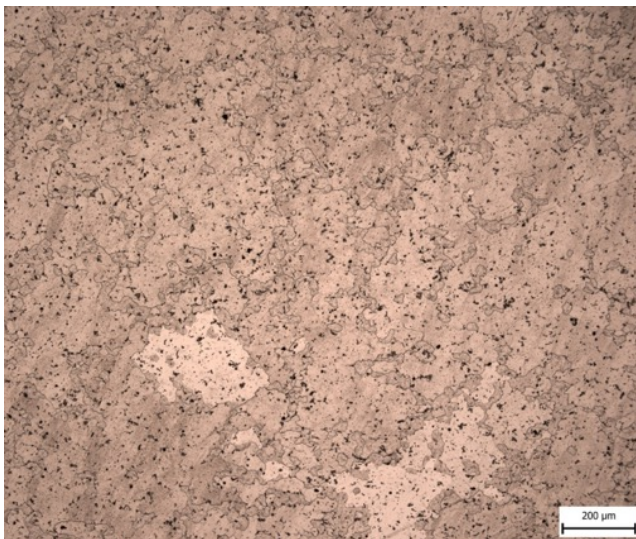


Obr. 29 Graf váhových úbytků tvorbou stop metodou Pin-on-Disc

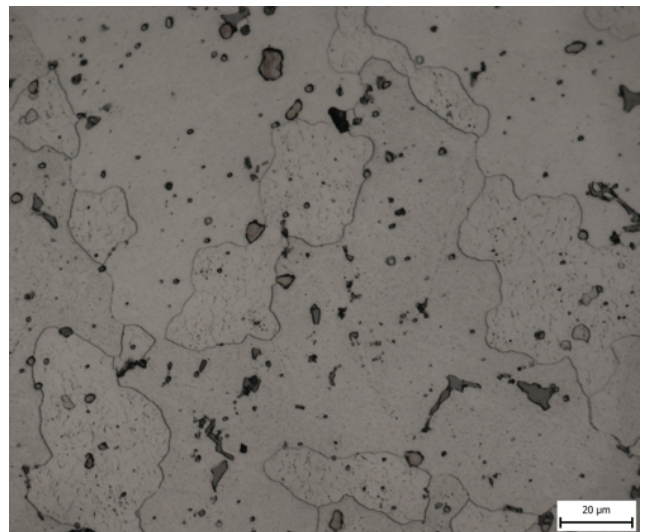
Z výsledků je patrné, že pro vzorky slitiny AW 2007, jenž byly podrobeny umělému stárnutí, došlo díky kryogennímu zpracování ke snížení ořezvzdornosti oproti vzorkům jenž kryogennímu zpracování podrobeny nebyly. U vzorků stárnuících přirozeně došlo naopak díky kryogennímu zpracování ke zvýšení ořezvzdornosti. Pro slitinu AW 7075 už je trend jednotný a všechny vzorky podrobené kryogennímu zpracování vykazují vyšší ořezvzdornost. Největší rozdíl je patrný mezi vzorky D a D1.

11 Metalografie

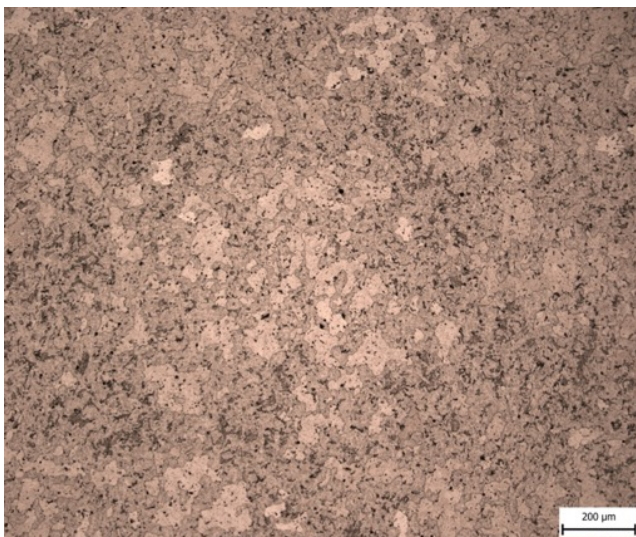
Pro vyhodnocení mikrostruktury slitin Al podrobených různým režimům tepelného zpracování byly zhotoveny metalografické výbrusy v příčném směru válcového polotovaru. Výbrusy ve vyleštěném stavu byly dále naleptány za pomoci Kellera leptacla o složení 95ml vody, 2,5ml HNO₃, 1,5ml HCl a 1ml HF po dobu 7 sekund. Výsledné struktury byly pozorovány na přístrojích Zeiss EVO25 s LaB₆ katodou s EDS detektorem CD Oxford instruments a Tescan Vega s W katodou a EDS detektorem od Bruker. Veškeré práce probíhaly v Metalografické laboratoři RTI. [41]



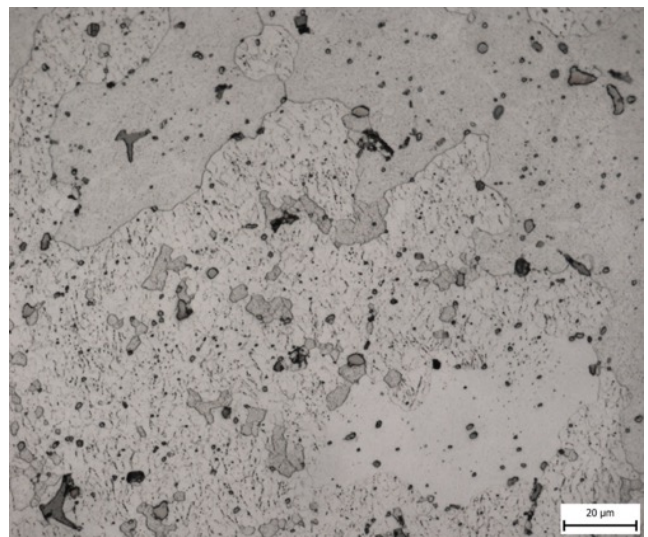
Obr. 30 Vzorek A , zvětšení 100x



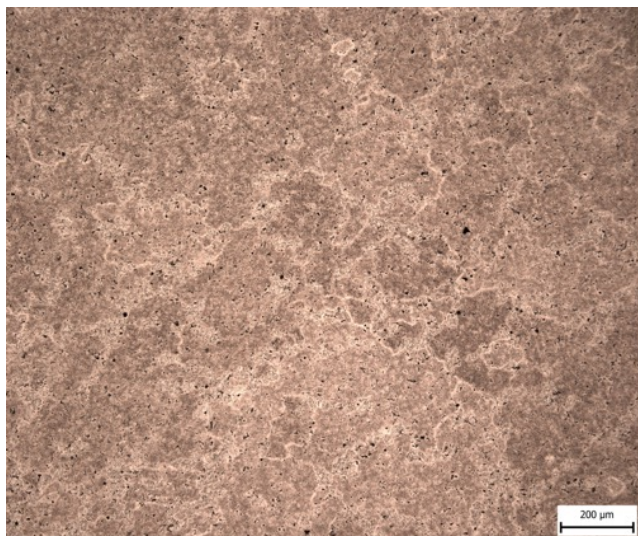
Obr. 31 Vzorek A , zvětšení 1000x



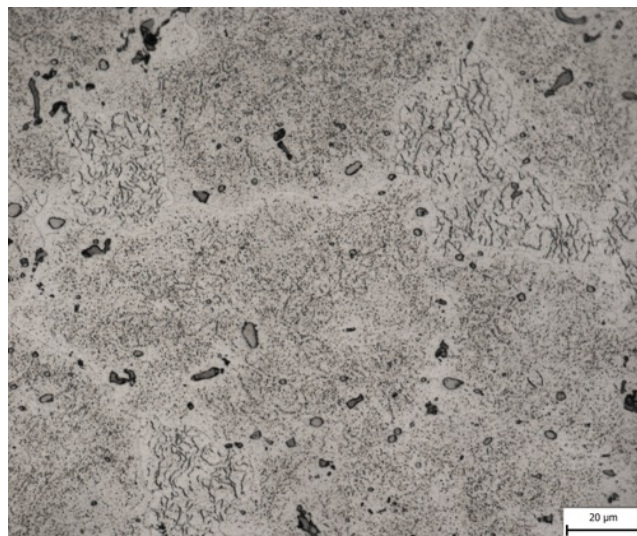
Obr. 32 Vzorek A1 , zvětšení 100x



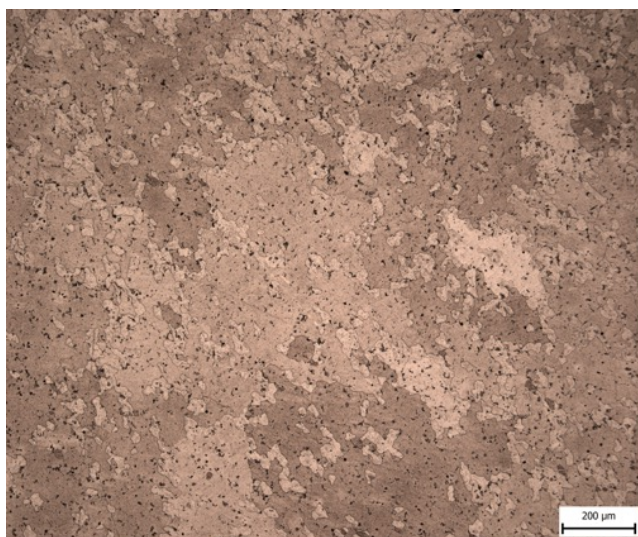
Obr. 33 Vzorek A1 , zvětšení 1000x



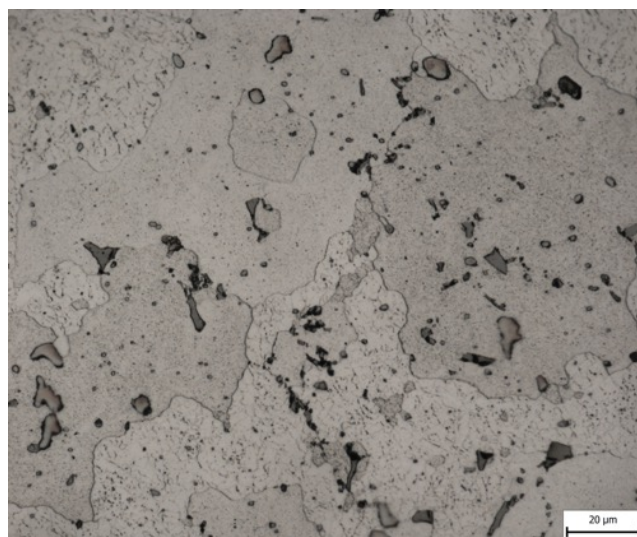
Obr. 34 Vzorek B, zvětšení 100



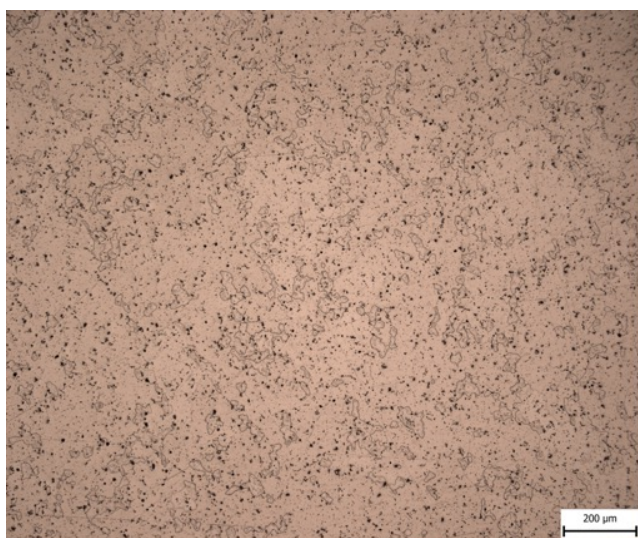
Obr. 35 Vzorek B, zvětšení 1000x



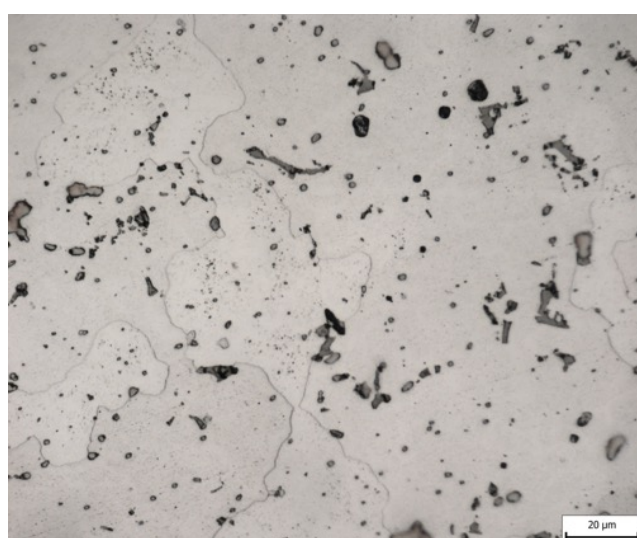
Obr. 36 Vzorek B1, zvětšení 100x



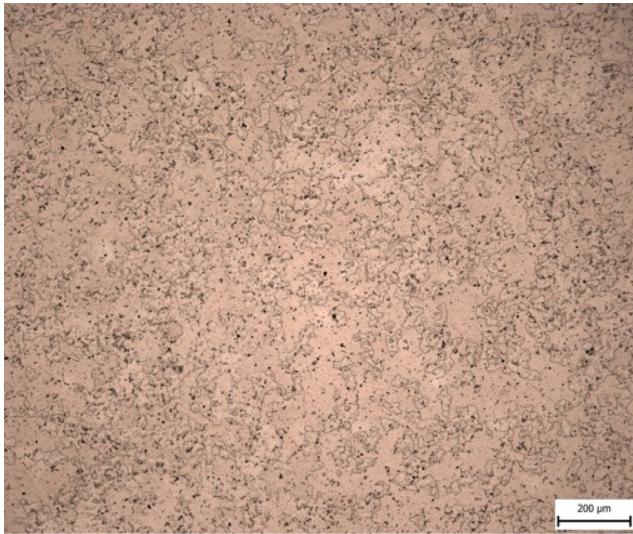
Obr. 38 Vzorek B1, zvětšení 1000x



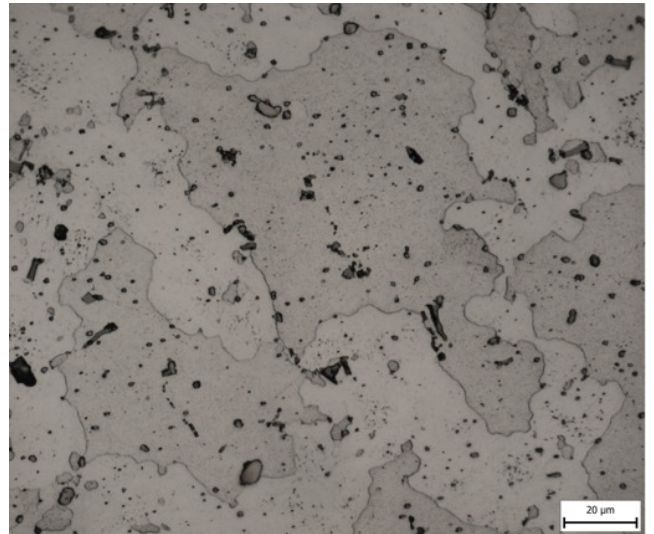
Obr. 37 Vzorek C, zvětšení 100x



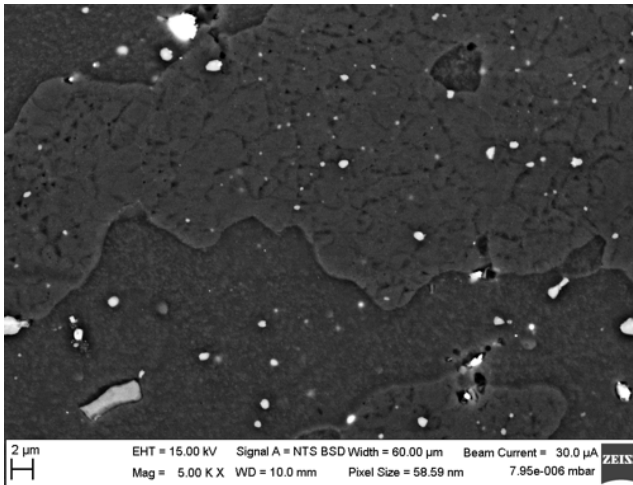
Obr. 39 Vzorek C, zvětšení 1000x



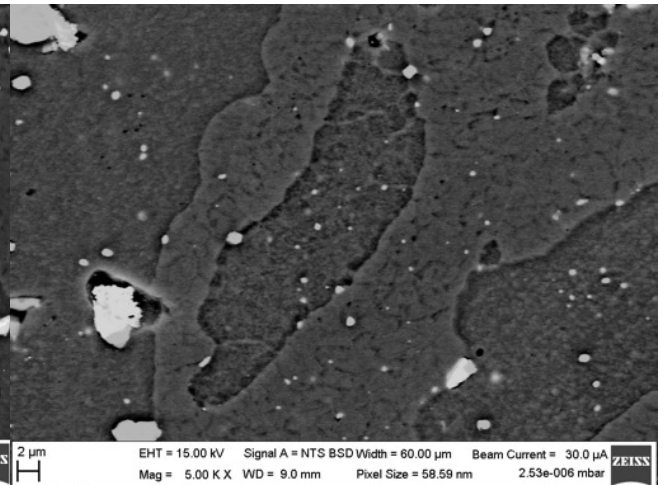
Obr. 40 Vzorek C1, zvětšení 100x



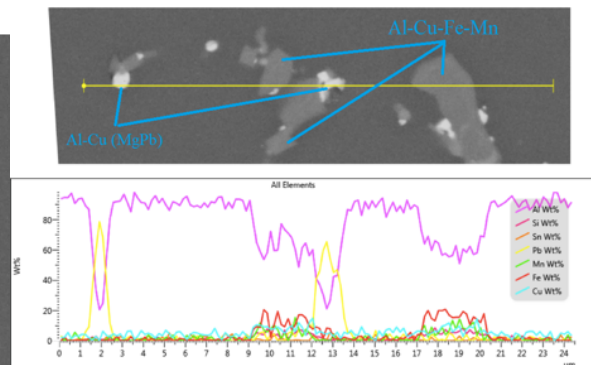
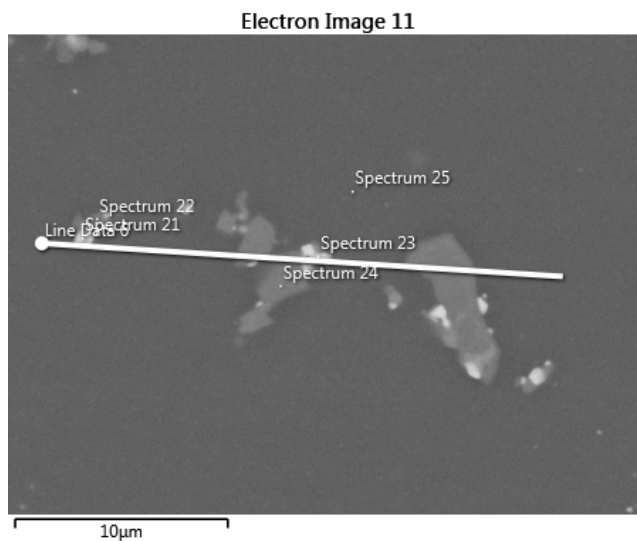
Obr. 41 Vzorek C1, zvětšení 1000x

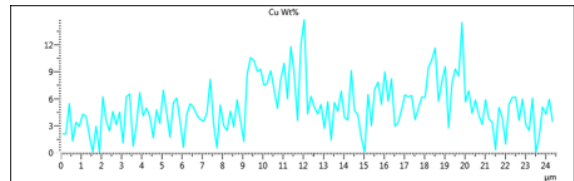
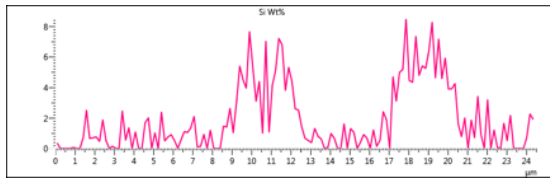


Obr. 42 Vzorek A1, zvětšení 3000x

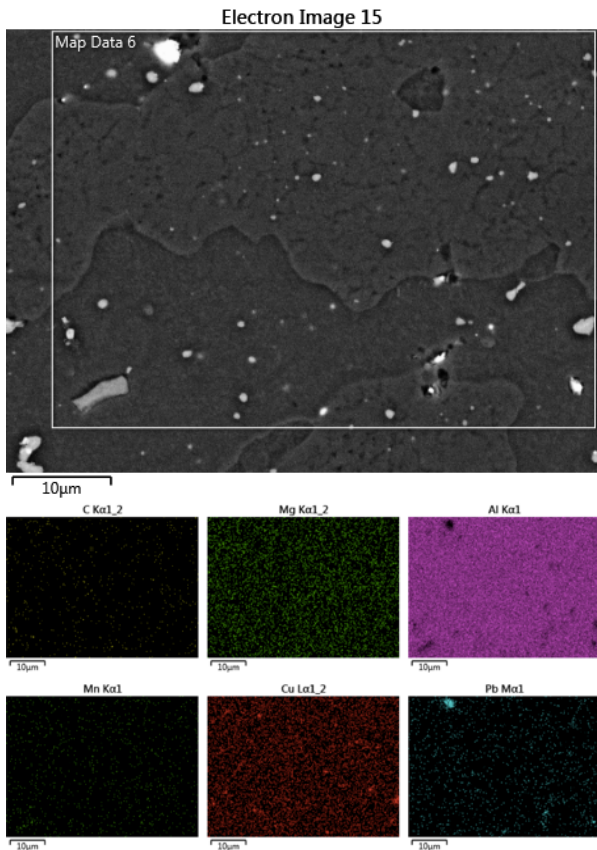


Obr. 43 Obr. 33 Vzorek A1, zvětšení 5000x

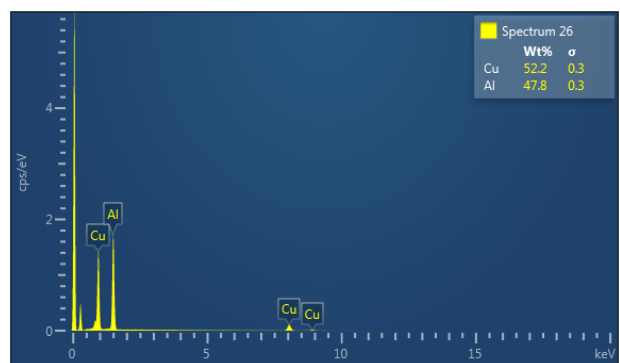
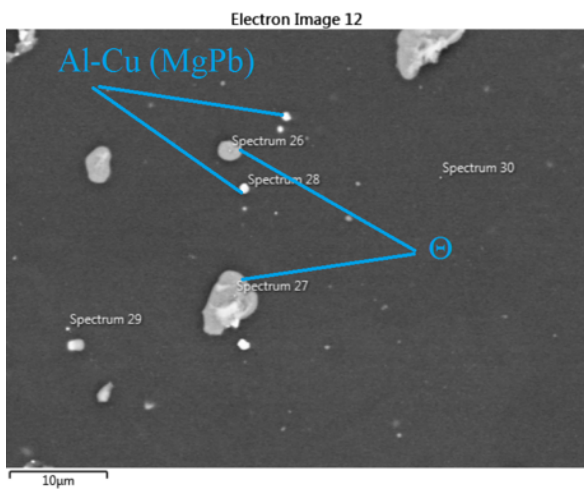


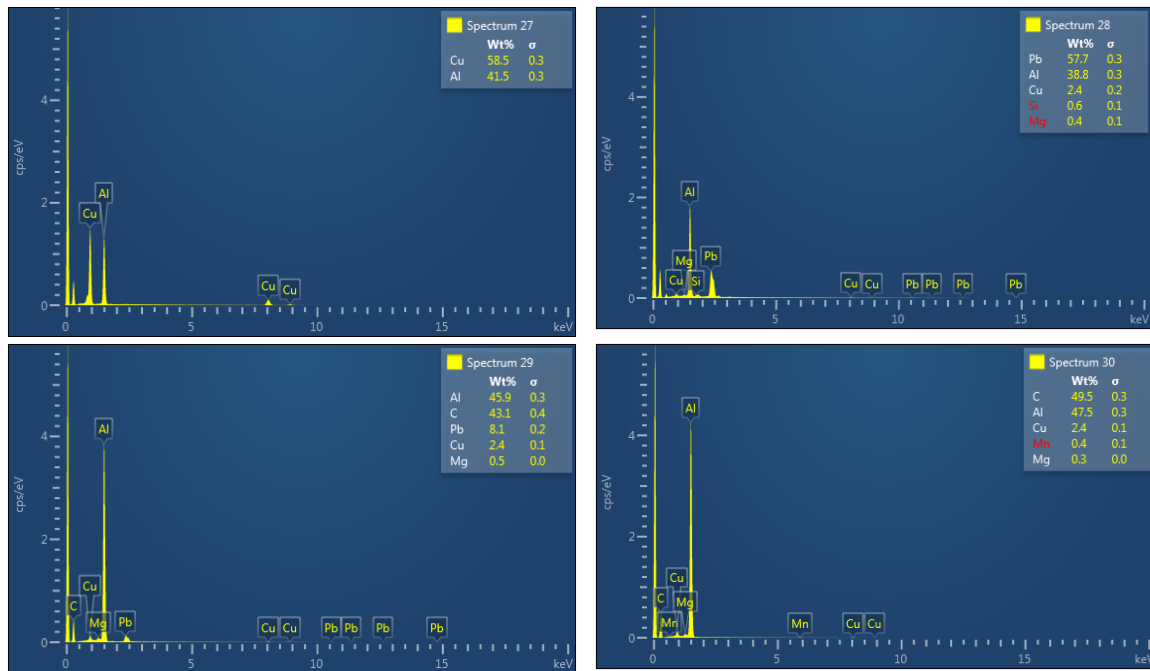


Obr. 44 EDX analýza intermetalik, vzorek A1

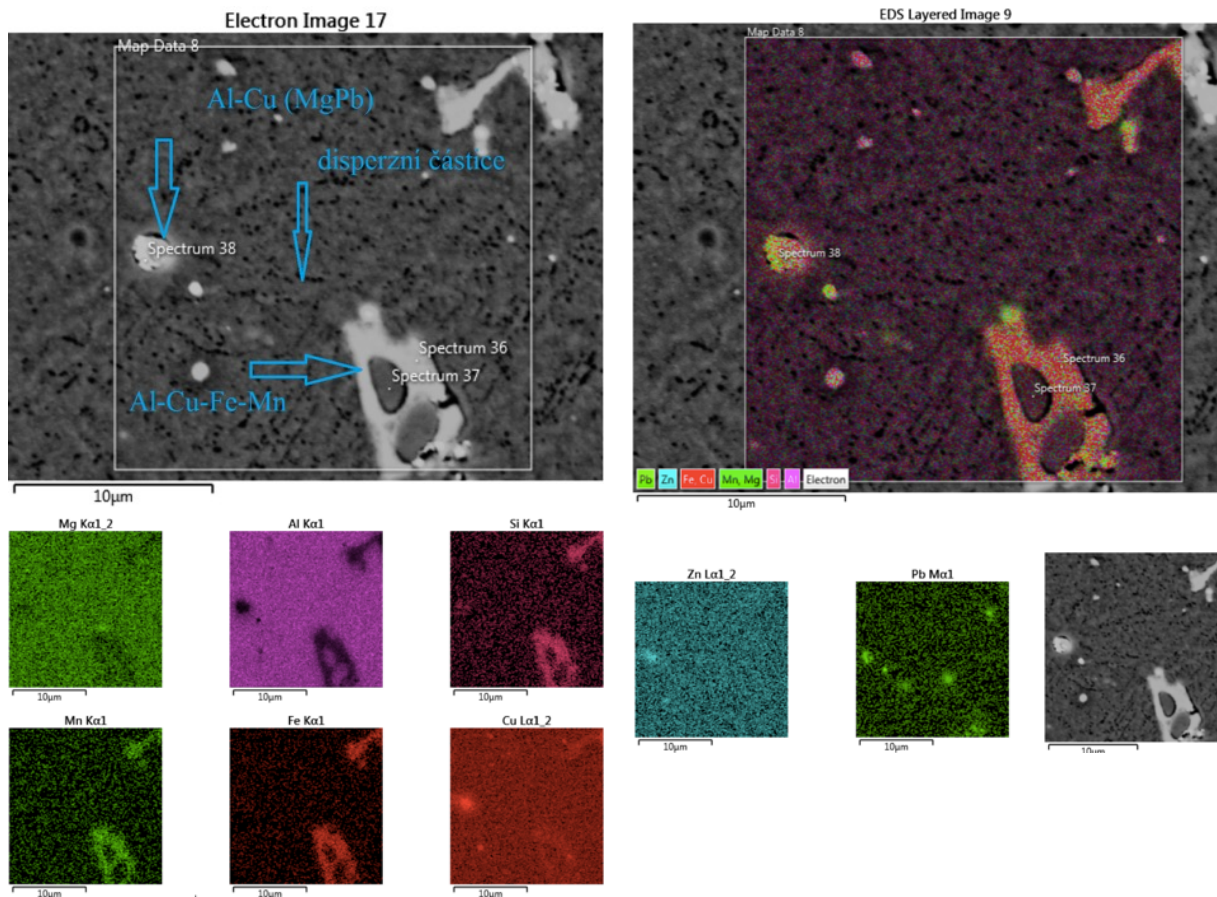


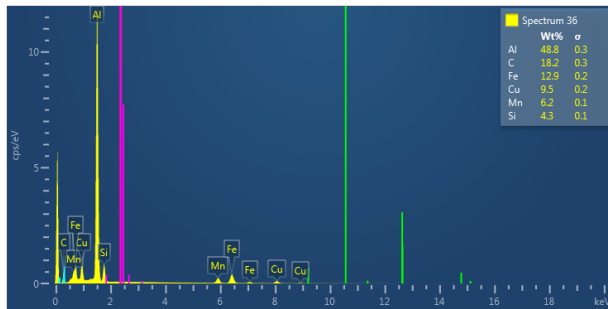
Obr. 45 EDX analýza intermetalik, vzorek A1



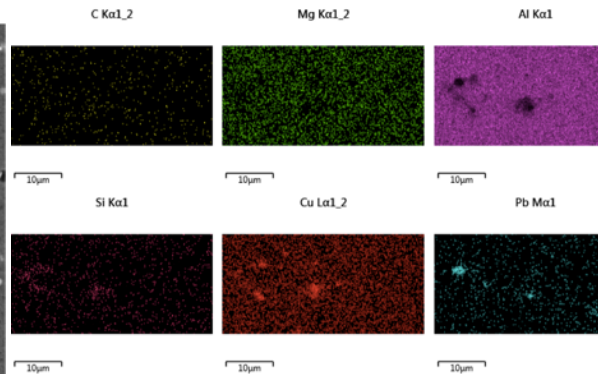
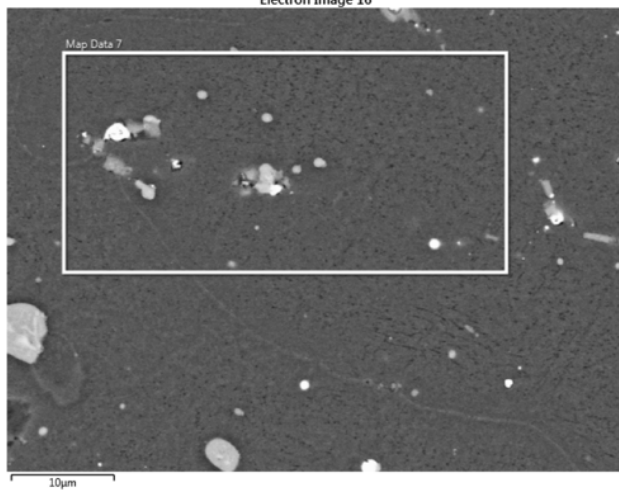


Obr. 46 EDX analýza intermetalik, vzorek A

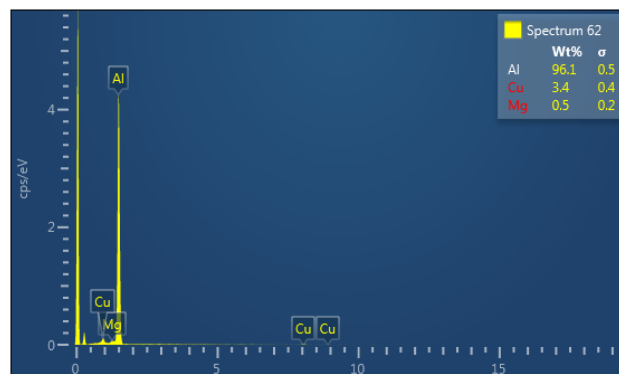
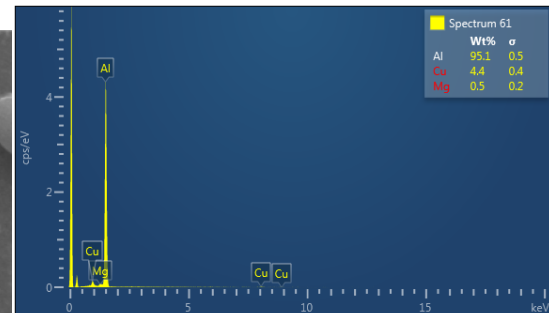
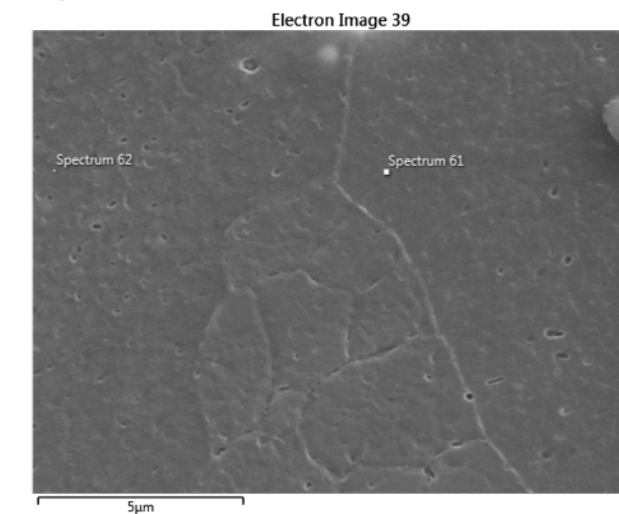




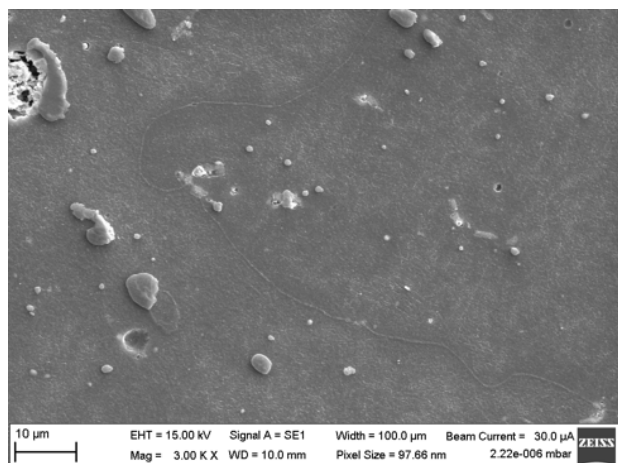
Obr. 47 EDX analýza intermetalik, vzorek B



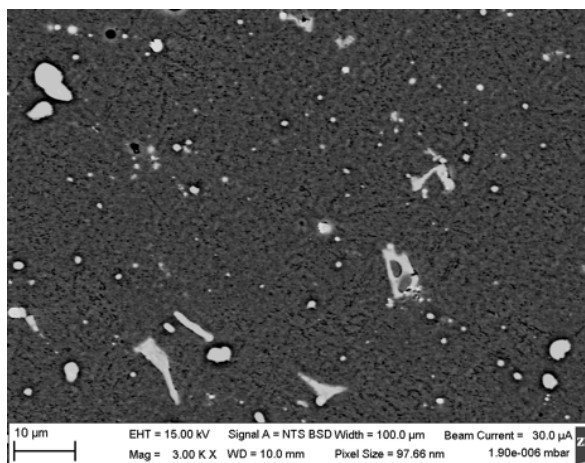
Obr. 48 EDX analýza intermetalik, vzorek B



Obr. 49 EDX analýza vzorek B, % rozdíl obsahu mědi uvnitř a po hranicích zrn

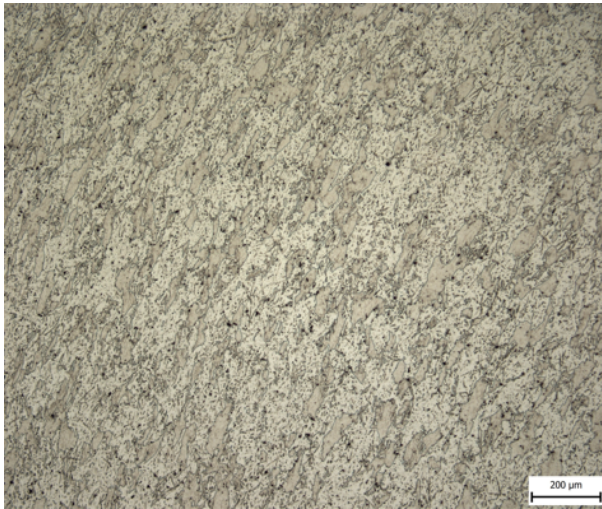


Obr. 50 Vzorek B, zvětšení 5000x

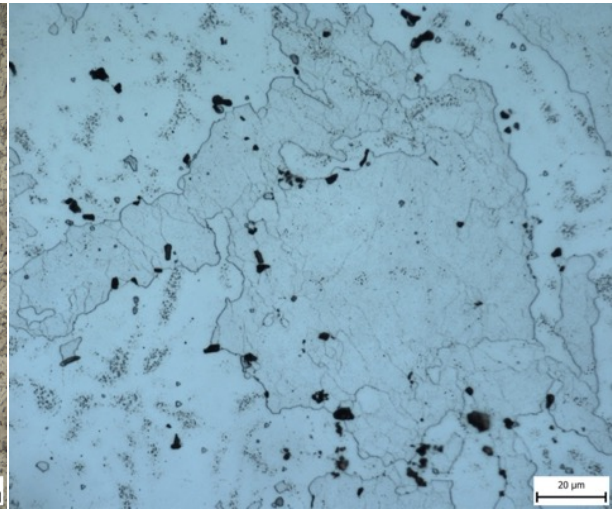


Obr. 51 Vzorek B, zvětšení 3000x

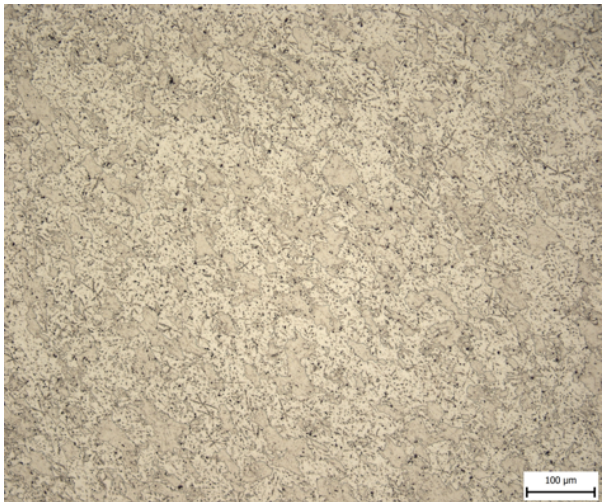
Z předložených snímků je patrné, že mikrostruktura slitiny AW2007 je složena ze zrn α -fáze v rozmezí velikostí 100-1000 μm , jenž mají polyedrický tvar. Ze snímků při větších zvětšeních jsou viditelné rovněž hranice subzrn, jejichž velikost se pohybuje v rozmezí 2-6 μm (viz Obr. 31, 33, 35, 38, 39, 41). Ve slitině je dále možné pozorovat několika druhů intermetalických sloučenin. Zprv intermetalické částice α -fáze nepravidelného tvaru větší než 10 μm . Jedná se o částice Al-Cu-Fe-Mn (Si) (viz Obr. 44, 47), jenž jsou nerozpustné během rozpouštěcího žihání. EDX analýza částic Al-Cu-Fe-Mn ukazuje, že složení částic se liší, s významným rozdílem v obsahu mědi a křemíku (viz Obr. 44, 47). Tyto částice jsou během výroby rozdrčeny a redistribuovány ve směru válcování. Ve většině případů také z části určují vlastnosti slitiny například korozní odolnost. Dále zde vidíme intermetalika Θ sférického tvaru o velikosti 1-2 μm , složení Al_2Cu a tetragonální mřížkou a intermetalické částice Al-Cu (MgPb) (obojí viz Obr. 45, 46, 47, 48). Na snímcích je též patrný výskyt disperzních částic pravděpodobně Al-Mn-Cu tyčovitého tvaru o velikostech 2-200nm. Tyto částice jsou uvnitř zrn α -fáze distribuovány homogenně. U vzorku B je zřetelné, že došlo tepelným zpracováním k difuzi mědi na hranice zrn α -fáze, kde je její obsah o 1% vyšší, nežli uvnitř zrn. Tato skutečnost je pravděpodobně příčinou i nízkého výskytu disperzních částic Al-Mn-Cu podél hranic zrn. [42]



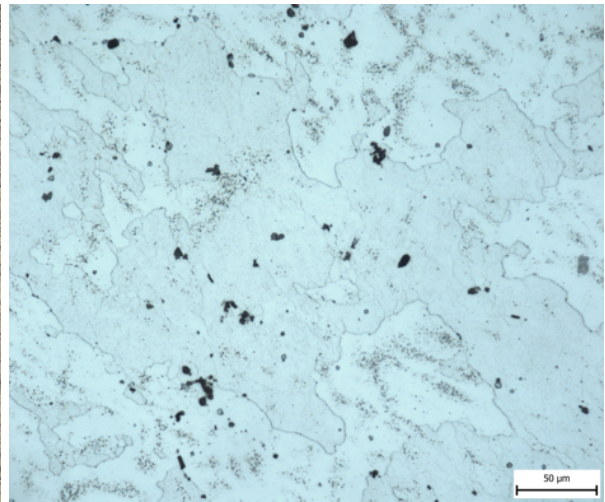
Obr. 52 Vzorek D, zvětšení 100x



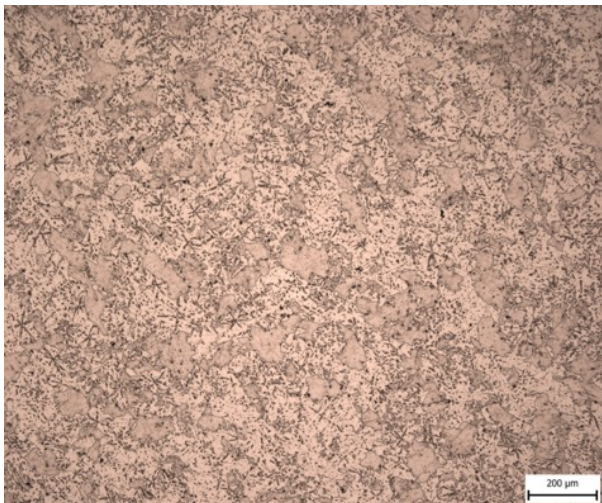
Obr. 53 Vzorek D, zvětšení 1000x



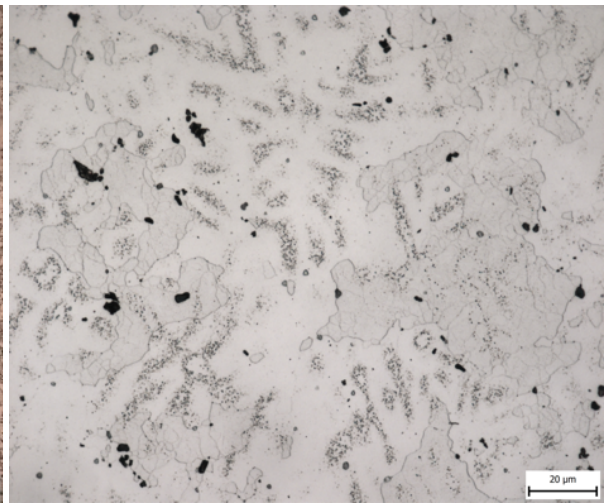
Obr. 54 Vzorek D1, zvětšení 100x



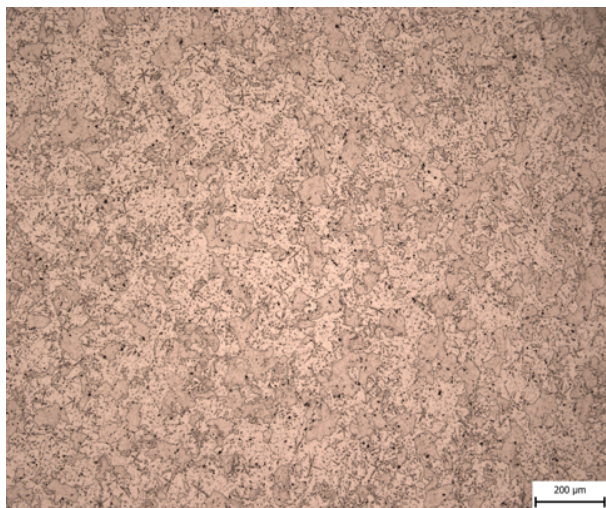
Obr. 55 Vzorek D1, zvětšení 1000x



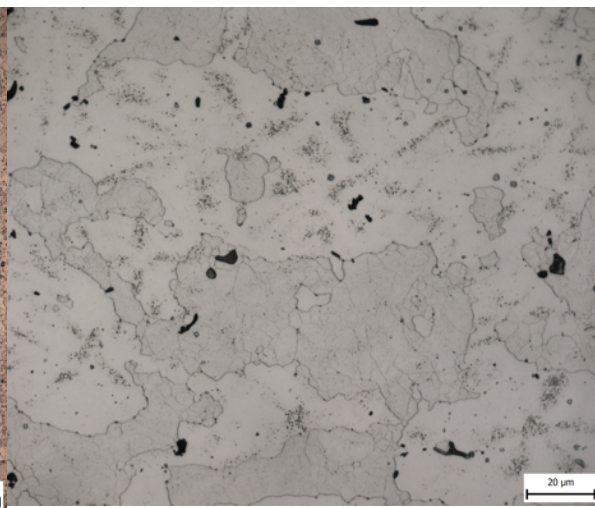
Obr. 56 Vzorek E, zvětšení 100x



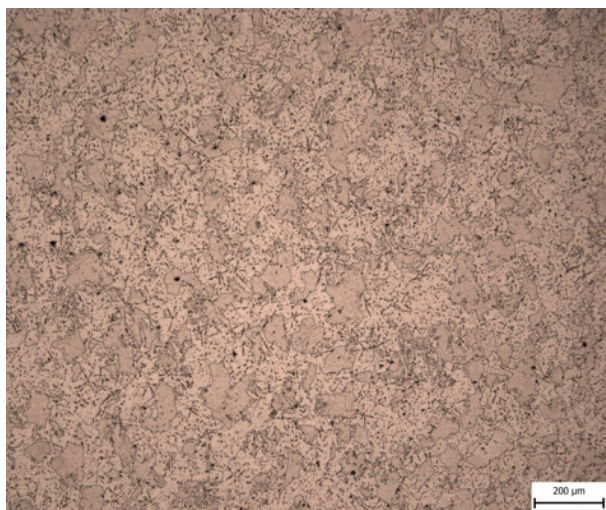
Obr. 58 Vzorek E, zvětšení 1000x



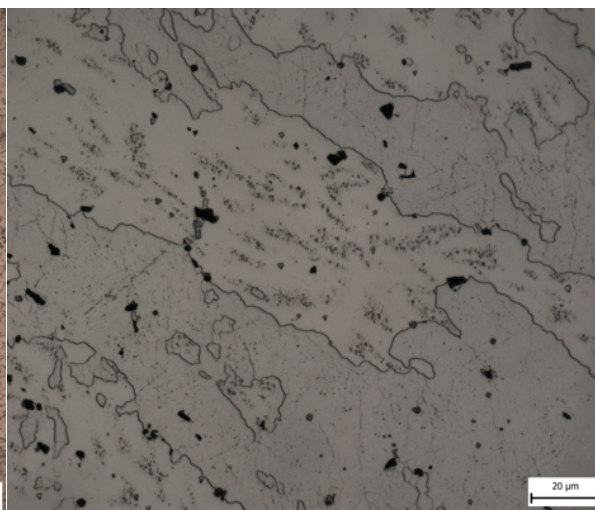
Obr. 57 Vzorek E1, zvětšení 100x



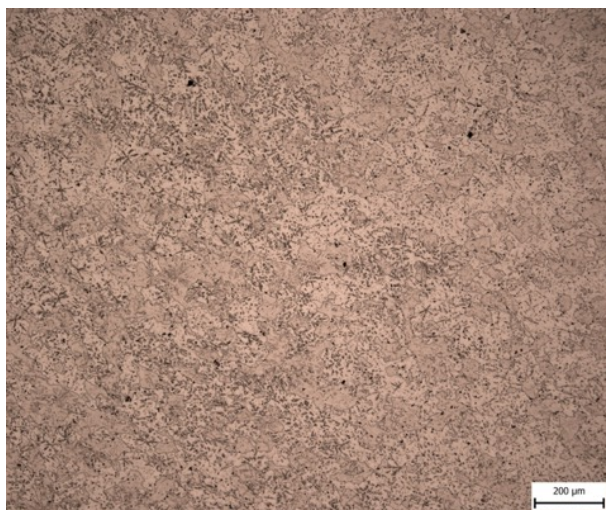
Obr. 59 Vzorek E1, zvětšení 1000x



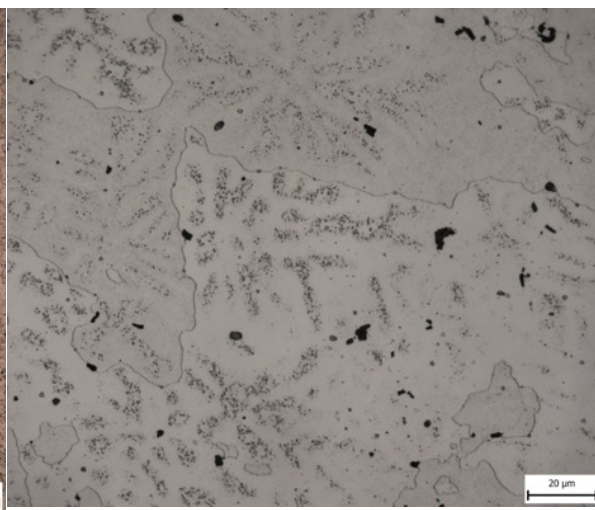
Obr. 60 Vzorek F, zvětšení 100x



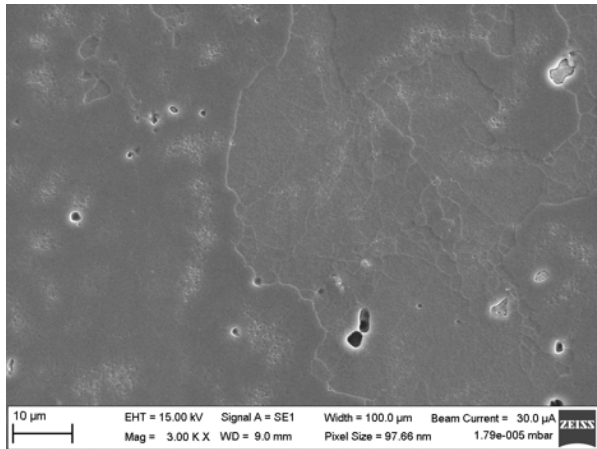
Obr. 61 Vzorek F, zvětšení 1000x



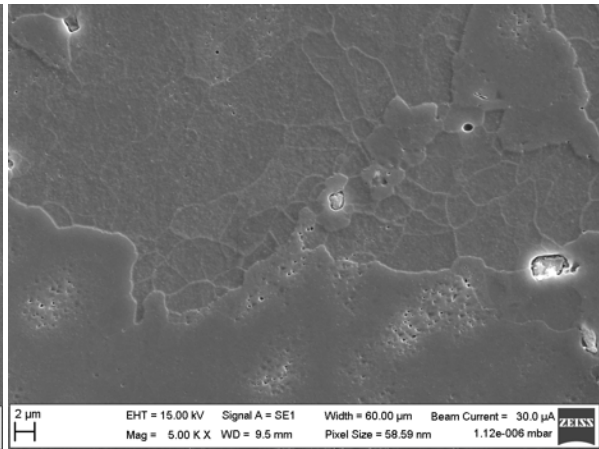
Obr. 62 Vzorek F1, zvětšení 100x



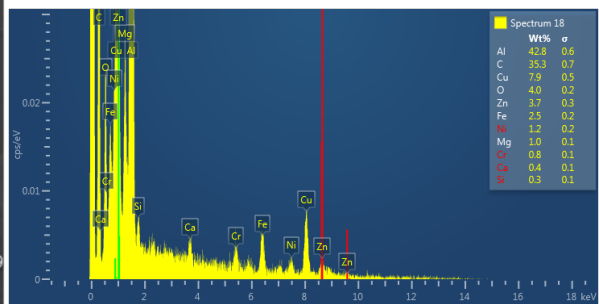
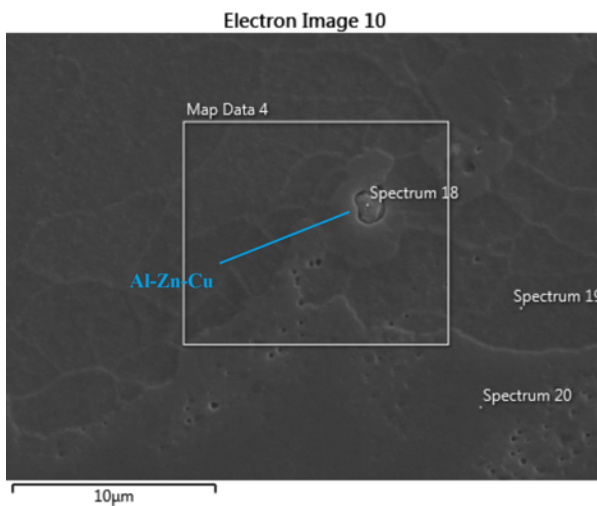
Obr. 63 Vzorek F1, zvětšení 1000x



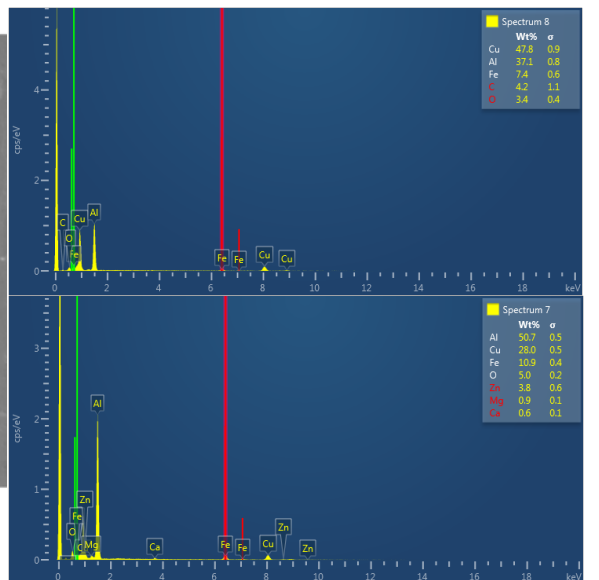
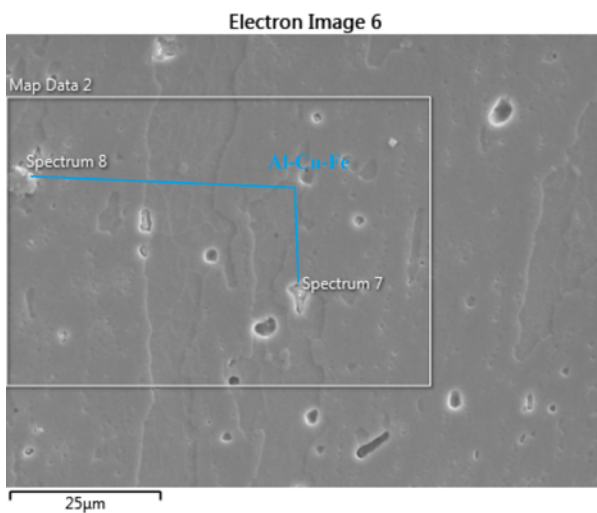
Obr. 64 Vzorek D, zvětšení 3000x



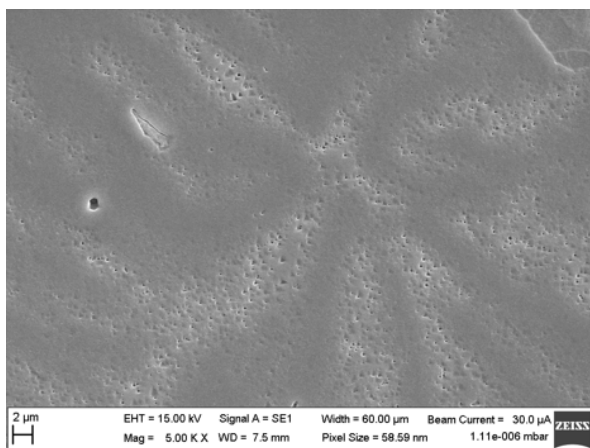
Obr. 65 Vzorek D, zvětšení 5000x



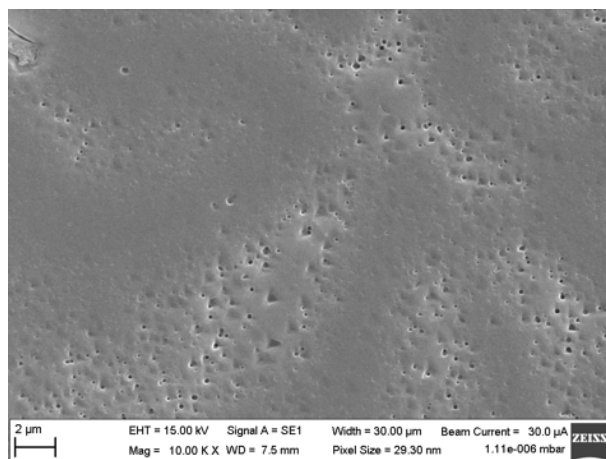
Obr. 66 EDX analýza vzorek D



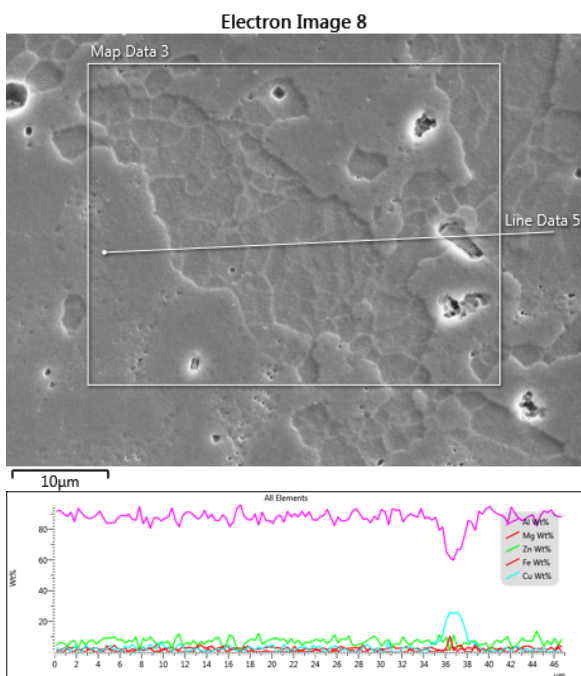
Obr. 67 EDX analýza vzorek D1



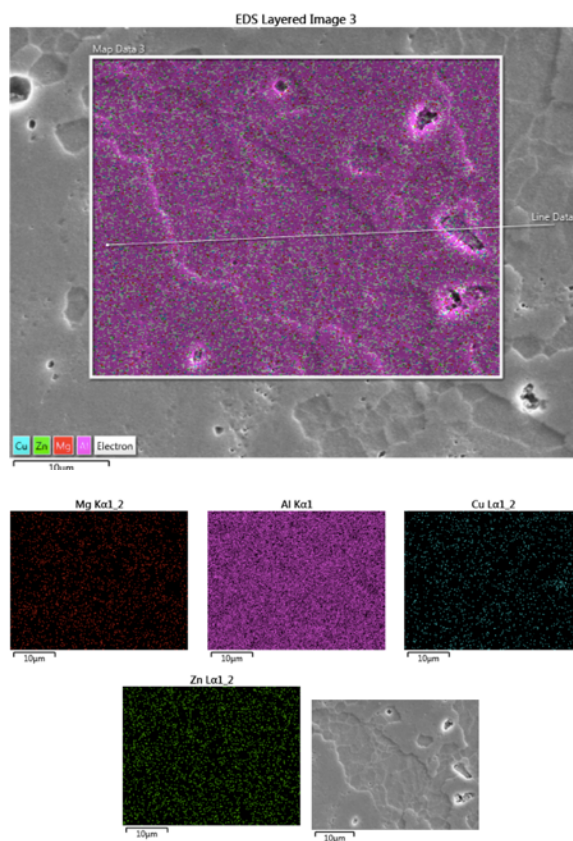
Obr. 68 vzorek D1

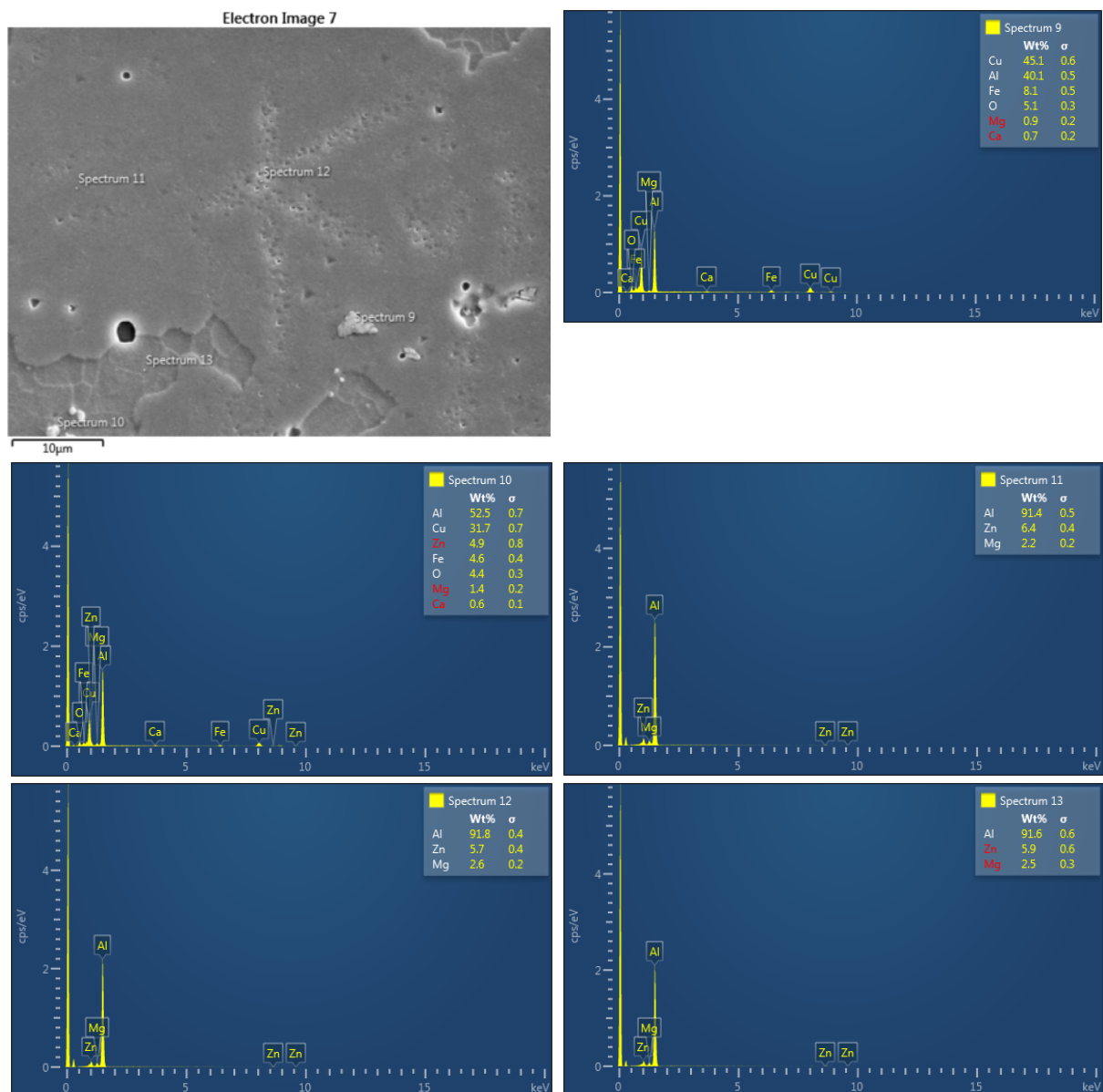


Obr. 69 vzorek D1



Obr. 70 EDX analýza vzorek D1





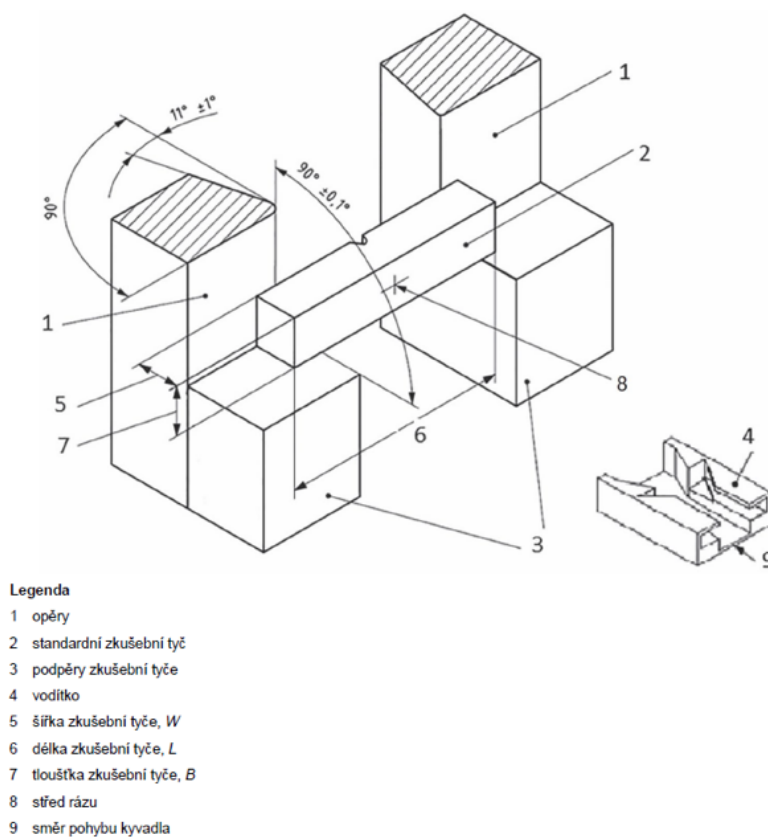
Obr. 71 EDX analýza vzorek D1

Mikrostruktura slitiny AW 7075 je složena z polyedrických zrn α -fáze o velikosti 50-350 μm . Ze snímků s větším zvětšením jsou i u této slitiny viditelné hranice subzrn o velikostech 2-10 μm (viz Obr. 53, 55, 58, 59, 61, 63). U všech vzorků jsou též jasně rozeznatelné „hvězdicovité“ útvary (viz Obr. 68, 69, 71). Jedná se pravděpodobně o pozůstatky dendritických staženin, drobných intermetalik či disperzních částic které mohly být při leptání odstraněny, jelikož ani EDX analýza neodhalila změny v chemickém složení oproti základní matici. Ve slitině jsou také patrné zejména intermetalické útvary Al-Fe-Cu (viz Obr. 66) nepravidelných tvarů o velikostech až 10 μm a Al-Zn-Cu (viz Obr. 65) kulovitěho tvaru o rozměrech 1-4 μm . Naopak zde nebyla identifikována intermetalika Mg_2Si , jenž se často v této slitině vyskytuje. [43]

12 Nárazová práce

Další důležitou charakteristikou, jak porovnat změny materiálu podrobeného kryogennímu zpracování je velikost nárazové práce. Konkrétně za pomoci zkoušky rázem v ohybu a zjištění hodnot nárazové práce KV_2 . Princip zkoušky závisí na přeražení zkušební tělesa s vrubem jediným nárazem kyvadlového kladiva za podmínek definovaných normou ČSN EN ISO 148-1. Je zjištěna hodnota nárazové práce v joulech. Právě hodnota nárazové práce je faktorem určujícím odolnost materiálu proti rázovému namáhání. Vrub nacházející se na zkušebním tělese má stanovenou geometrii a leží uprostřed mezi dvěma podporami na straně opačné k místu úderu a slouží jako koncentrátor napětí k porušení materiálu. Schéma zkoušky rázem v ohybu na Charpyho kladivě je na následujícím obrázku. [44]

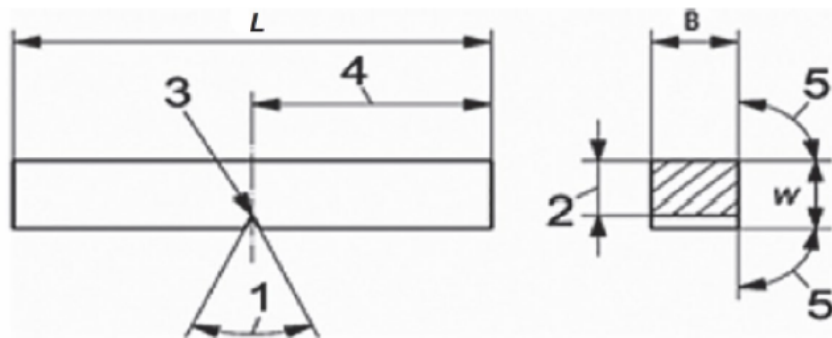
ČSN EN ISO 148-1



Obr. 72 Schéma zkoušky rázem v ohybu [44]

Měření proběhla na zkušebních tyčích o rozměrech 55x10x10 a s V vrubem o hloubce 2 mm.

ČSN EN ISO 148-1



a) Geometrie V-vrubu

Obr. 73 Zkušební tyč pro zkoušku rázem v ohybu dle ČSN EN ISO 148-1 [44]

Označení	Značka a číslo	Zkušební tyč s V-vrubem		
		Jmenovitý rozměr	Výrobní mezní úchytky	
				Třída tolerance ^a
Délka	L	55 mm	±0,60 mm	js15
Šířka	W	10 mm	±0,075 mm	js12
Tloušťka ^c	B	10 mm	±0,11 mm	js13
- standardní zkušební tyč		10 mm	±0,11 mm	js13
- nestandardní zkušební tyč		7,5 mm	±0,11 mm	js13
- nestandardní zkušební tyč		5 mm	±0,06 mm	js12
- nestandardní zkušební tyč		2,5 mm	±0,05 mm	js12
Úhel vrubu	1	45°	±2°	-
Ligament	2	8 mm	±0,075 mm	js12
Poloměr vrubu	3	0,25 mm	±0,025 mm	-
Poloha vrubu (středění)	4	27,5 mm	±0,42 mm ^d	js15
Úhel mezi rovinou symetrie vrubu a podélnou osou zkušební tyče		90°	±2°	-
Úhel mezi podélnými přilehlými povrchy zkušební tyče	5	90°	±2°	-
Drsnost povrchu ^b	neuvádí se	< 5 μm		

^a V souladu s ISO 286-1.

^b Zkušební tyč musí mít drsnost povrchu lepší než $Ra = 5 \mu\text{m}$ s výjimkou konců.

^c Pokud je dána odlišná tloušťka (2 mm nebo 3 mm), je nutné zadat také odpovídající mezní úchytky.

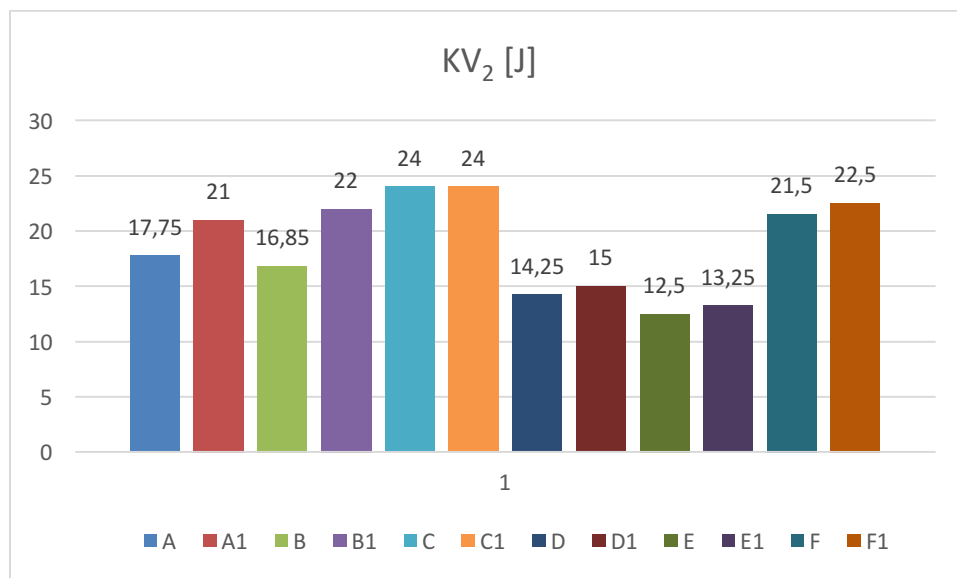
^d U strojů s automatickým zakládáním zkušební tyče se doporučuje, aby byla uplatněna mezní úchytky $\pm 0,165 \text{ mm}$ místo $\pm 0,42 \text{ mm}$.

Obr. 74 Mezní úchytky označených rozměrů zkušebních tyčí s V-vrubem [44]

Hodnoty nárazové práce zkušebních tyčí KV ₂ [J]						
Vzorek	A	A1	B	B1	C	C1
Zk. těleso 1	16,5	20,0	16,2	22,0	24,5	24,5
Zk. těleso 2	19,0	22,0	17,5	22,0	23,5	23,5
Průměr	17,75	21,00	16,85	22,00	24,00	24,00
Směr. Odch.	1,25	1,00	0,65	0,00	0,50	0,50

Hodnoty nárazové práce zkušebních tyčí KV ₂ [J]						
Vzorek	D	D1	E	E1	F	F1
Zk. těleso 1	15,0	14,5	12,5	12,5	21,5	22,5
Zk. těleso 2	13,5	15,5	12,5	14,0	21,5	22,5
Průměr	14,25	15,00	12,50	13,25	21,50	22,50
Směr. Odch.	0,75	0,50	0,00	0,75	0,00	0,00

Tab. 9 Naměřené hodnoty KV₂ pro všechny testované vzorky



Obr. 75 Graf hodnot KV₂ [J]

Z výsledků je patrné, že hodnoty nárazové práce KV_2 pro slitinu AW2007 jsou vyšší jak pro vzorky s přirozeným, tak i umělým stárnutím nežli u slitiny AW7075. Dále je možné říci, že nárazová práce vzorků podrobených kryogennímu zpracování je u většiny režimů tepelného zpracování nižší, než u vzorků bez kryogenního zpracování. Pro slitinu AW2007 můžeme pozorovat rovněž vyšší rozdíly hodnot KV_2 u vzorků s kryogenním zpracováním a bez něj, jenž prošly umělým stárnutím. Nejlepších hodnot nárazové práce dosáhly u obou slitin vzorky stárnoucí přirozeně.

Důvodem proč dochází po kryogenním zpracování ke snížení hodnot nárazové práce může být větší tepelné pnutí, které bylo do materiálu tímto zpracováním vneseno. Jinou možností může být kryogenním zpracováním zapříčiněné rozdílné rozložení precipitátů v matici. Pro potvrzení této teorie by bylo nutné provést TEM analýzu.

13 Korozní odolnost

Z důvodu náchylnosti testovaných slitin ke korozi, lze považovat zkoušky korozní odolnosti jednotlivých režimů tepelného zpracování obou Al slitin za podstatný parametr při volbě jejich použití.

13.1 Korozní komora

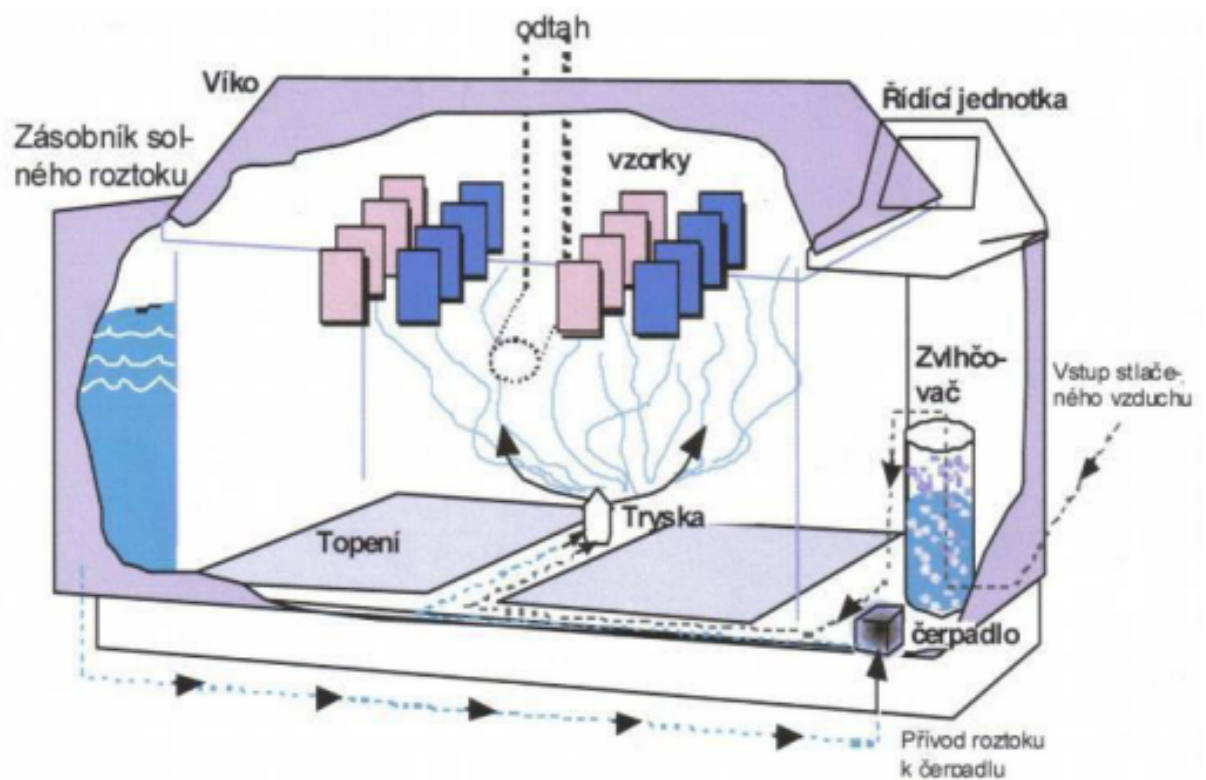
Metodou pro testování korozních vlastností obou slitin bylo vystavení vzorků všech režimů tepelného zpracování vlivům v korozní komoře. Testování proběhlo na KMM ZČU v cyklické korozní komoře Q-FOG – CCT 600, která umožňuje vystavení zkušebních vzorků odlišným korozním prostředím (solná mlha, 100% vlhkost apod.). Podmínky experimentu byly stanoveny dle normy ČSN EN ISO 9227. Pro testování byl zvolen režim solné mlhy, při kterém dochází k rozprášení jemné mlhy korozivního roztoku v pracovním prostoru komory. Požadovaná stálá teplota je v komoře udržována díky topnému tělesu. [45]



Obr. 76 Korozní komora Q-FOG – CCT 600 na KMM ZČU

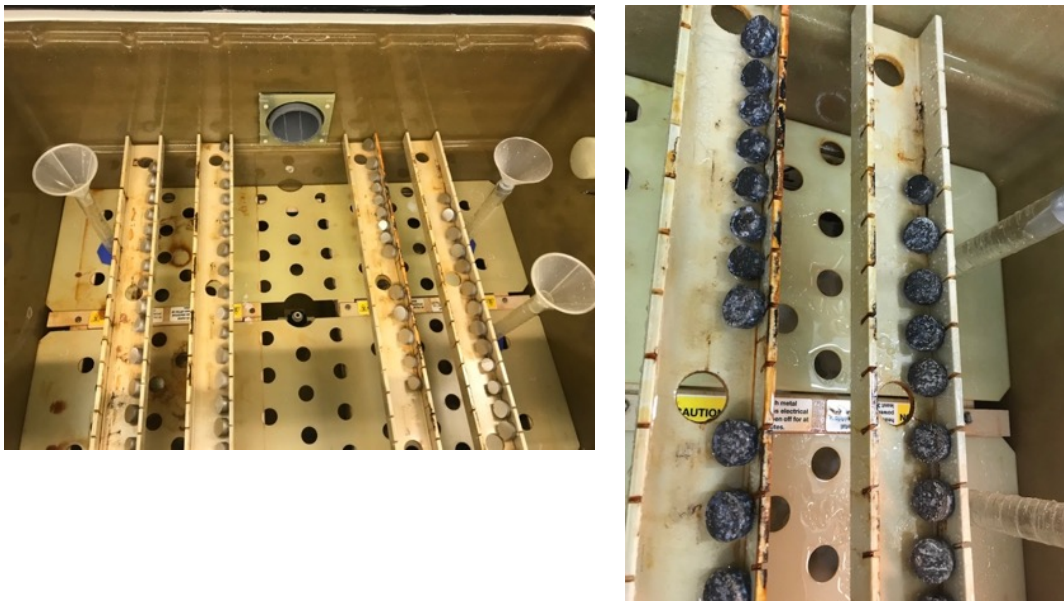
Koncentrace sol. roztoku	5 ± 1%
Hodnota pH roztoku	6,5 – 7,2
Teplota v komoře	35 ± 2°C
Spád roztoku	1,5 ml/hod
Doba testu	96 hod
Objem komory	511 litrů
Délka	109 cm
Šířka	66 cm
Výška	74 cm

Tab. 10 Parametry testu a charakteristika korozní komory



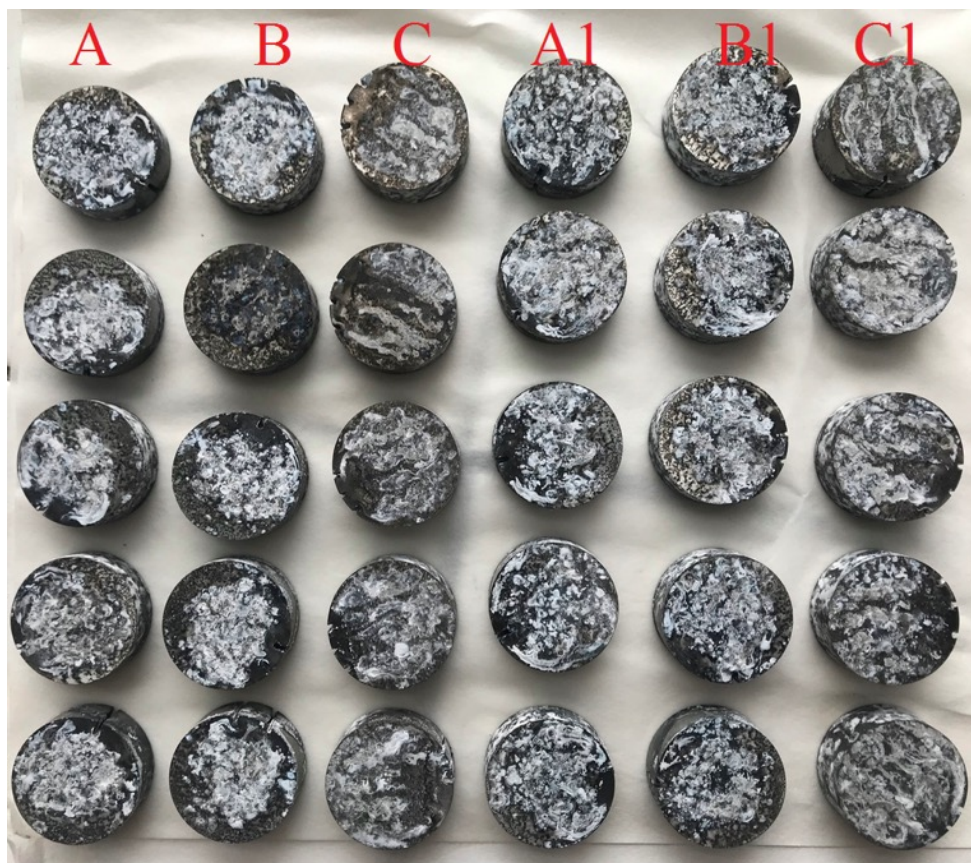
Obr. 77 Schéma funkce cyklické korozní komory [46]

Před započítím testu v korozní komoře byly vzorky očištěny v ultrazvukové čističce a následně uspořádány v komoře dle následujícího obrázku tak, aby korozní roztok mohl volně působit a stékat zejména po vrchní straně vzorků a bylo zachováno jejich značení na spodní straně pro následné vyhodnocení.

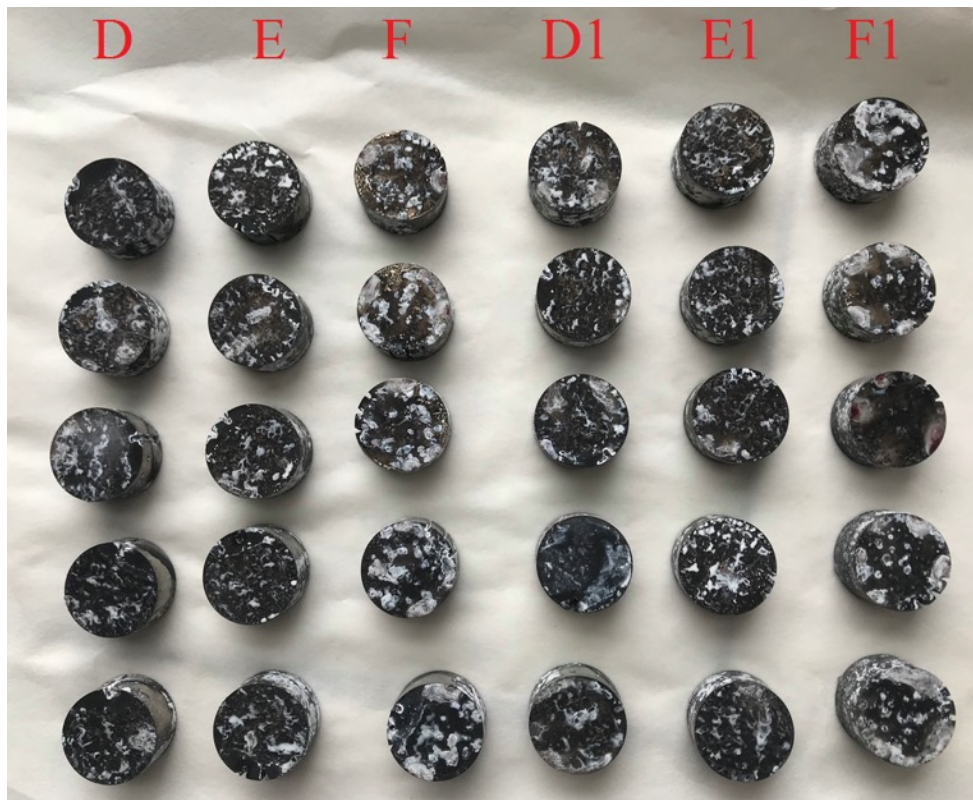


Obr. 78 Uložení vzorků v korozní komoře

Během prvních dvou dní, díky vlivu solného roztoku a vzniku značného množství korozních produktů, byla stanovena doba experimentu na 96 hodin z původně předpokládaných 240 hodin. Po uplynutí stanovené doby expozice byly vzorky z komory vyjmuty a také z nich byl odstraněn ochranný povlak. Následně byly vzorky vizuálně zhodnoceny.



Obr. 79 Vzorky slitiny AW2007 po vyjmutí z korozní komory a očištění

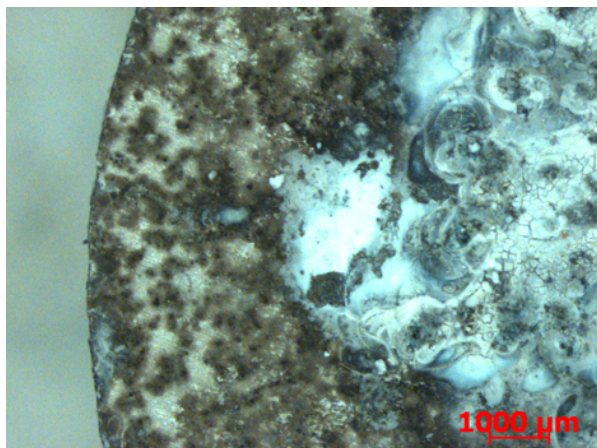


Obr. 80 Vzorok slitiny AW7075 po vyjmutí z korozní komory a očištění

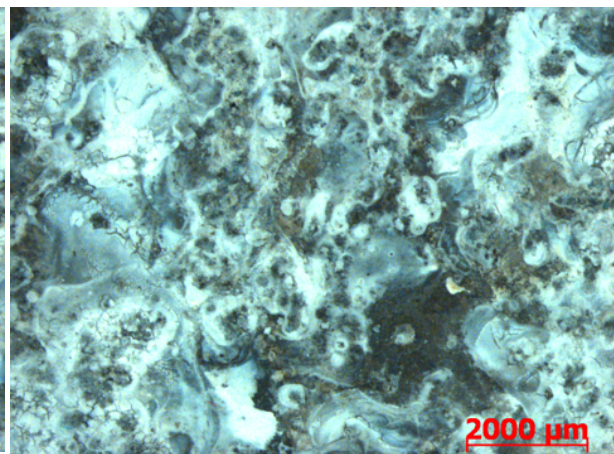
13.1.1 Vizuální hodnocení koroze

Slitin AW2007

Povrch vzorků A,A1,B,B1 je z 90% pokryt korozními produkty. Jejich chemické složení je patrné z EDX analýzy na následujících obrázcích (Obr. 83-84). U vzorků C a C1, jenž byly vystaveny přirozenému stárnutí, je patrný nižší stupeň napadení koroze cca 75 - 80 % v porovnání se vzorky A,A1,B,B1.

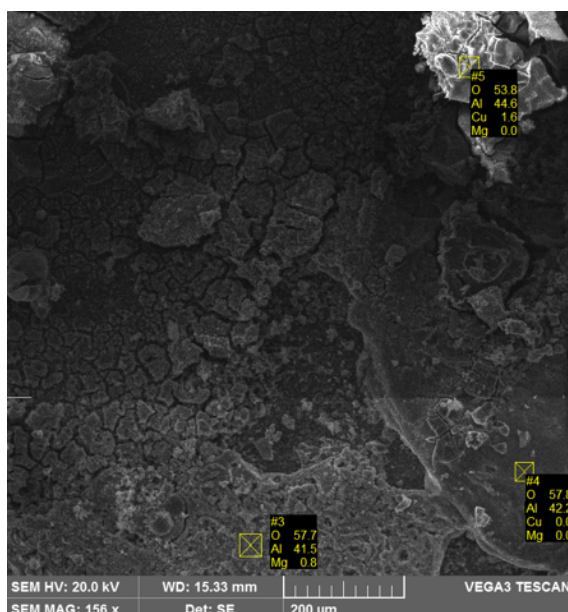


Obr. 81 Korozní napadení AW 2007 - kraj

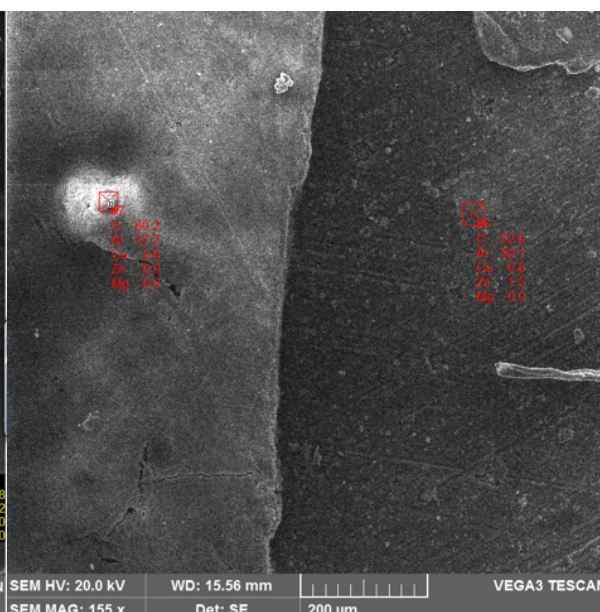


Obr. 82 Korozní napadení AW 2007 - střed

Na obrázcích je patrná pravděpodobně silná důlková koroze způsobená přítomností intermetalik. Mechanismus tohoto děje spočívá v rozpuštění pasivní vrstvy v místech se slabšími ochrannými vlastnostmi (právě výše zmíněná intermetalika), dochází k tvorbě makročlánku mezi aktivovaným a pasivním povrchem. V místě poruchy pasivní vrstvy vzniká důlek, ve kterém migrací vzrůstá koncentrace agresivních iontů (nejčastěji chloridů) a hydrolyzou korozních produktů klesá hodnota pH. Tím se vytvářejí stále agresivnější podmínky, vzniklý důlek se dále šíří a malá velikost ústí důlku nedovoluje výměnu roztoku uvnitř.



Obr. 83 EDX analýza korozních produktů



Obr. 84 EDX analýza korozních produktů

Prvek	Hm [%]
O	57,8
Al	42,2

Tab. 11 EDX analýza korozních produktů

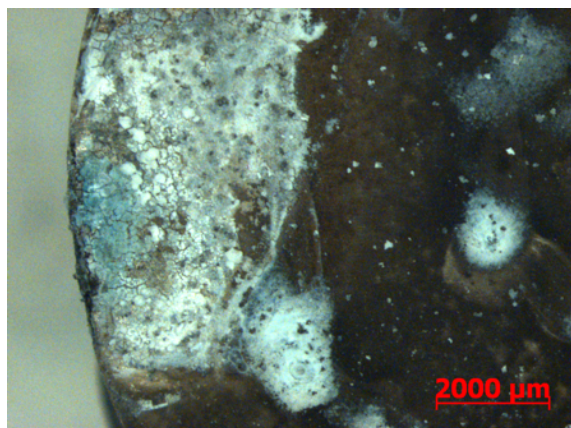
Prvek	Hm [%]
O	52,6
Al	39,1
Cu	6,8
Zn	1,5

Tab. 12 EDX analýza korozních produktů

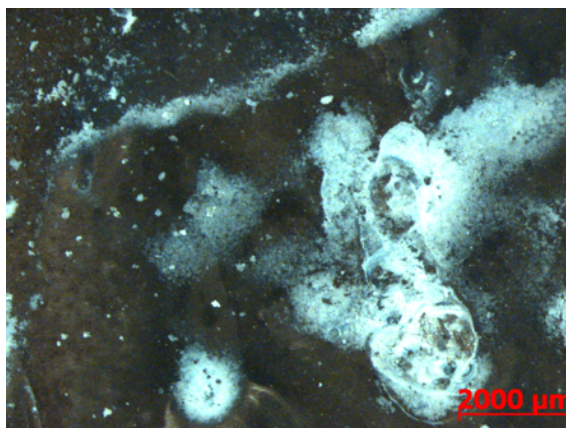
V případě veškerých korozních produktů se pravděpodobně jedná o Al_2O_3 , s tím že se v nich nachází i malé množství ostatních prvků zastoupených v matici.

Slitina AW7075

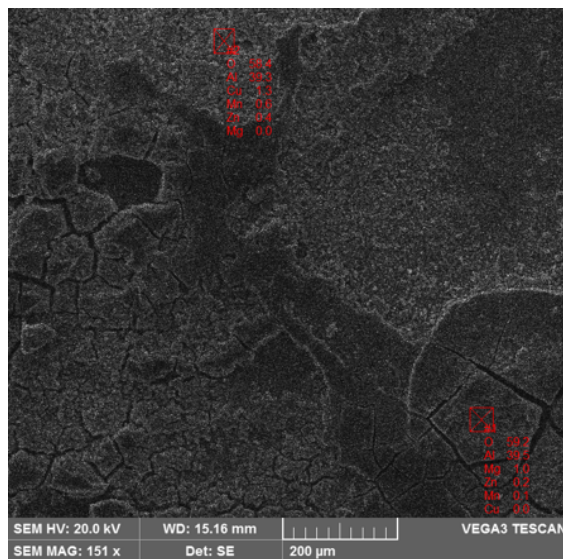
Povrch vzorků této slitiny je rovněž pokryt korozními produkty. Jejich chemické složení je patrné z EDX analýzy na následujících obrázcích (Obr. 87, 88). Podobný je i trend procentuálního zasažení zkoumaného povrchu, které činí 85% u vzorků F a F1 jejichž stárnutí probíhalo přirozeně, oproti slitinám jenž byly podrobeny umělému stárnutí a činí 95%.



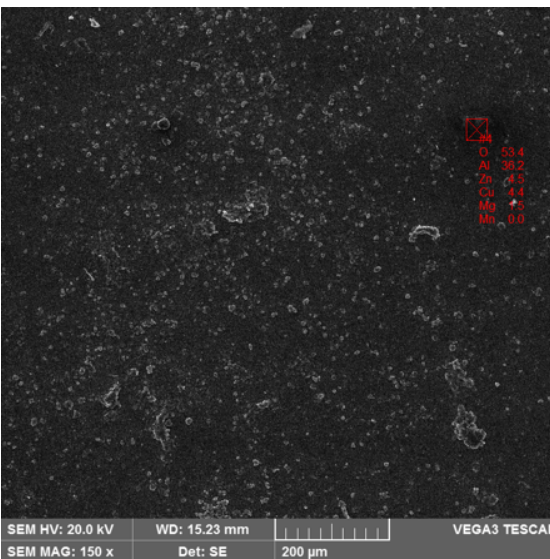
Obr. 85 Korozní napadení AW 7075 – kraj



Obr. 86 Korozní napadení AW 7075 - střed



Obr. 87 EDX analýza korozních produktů



Obr. 88 EDX analýza korozních produktů

Prvek	Hm [%]
O	58,4
Al	39,3
Cu	1,3
Mn	0,6
Zn	0,4

Tab. 13 EDX analýza korozních produktů

Prvek	Hm [%]
O	53,4
Al	36,2
Cu	4,4
Zn	4,5
Mg	1,5

Tab. 14 EDX analýza korozních produktů

I v tomto případě se pravděpodobně jedná o napadení důlkovou korozi zapříčiněnou výskytem intermetalik v matici. Jedná se o shodný mechanismus jako v předchozím případě. Shodné s předchozí slitinou je i složení všech korozních produktů. Pravděpodobně se jedná o Al_2O_3 , s tím že se v nich nachází i malé množství ostatních prvků zastoupených v matici. [47, 48]

13.1.2 Stanovení hmotnostních úbytků

Metodou, která byla využita pro hodnocení a porovnání korozivzdornosti všech vzorků, je stanovení hmotnostních úbytků vzorků po odleptání korozních produktů. Vzorky byly ještě před uložením do korozní komory jednotlivě zváženy a označeny. Po vytažení z korozní komory a zbavení ochranného povlaku došlo k jejich vysušení. Následně byly korozní produkty vzorků odleptávány dle ČSN ISO 8407 pro slitiny hliníku v 65% roztoku kyseliny dusičné v následujících časových intervalech.[49]

Pořadové číslo	Čas leptání	Celkový čas
1	1min	1min
2	2min	3min
3	3min	6min
4	5minut	11min

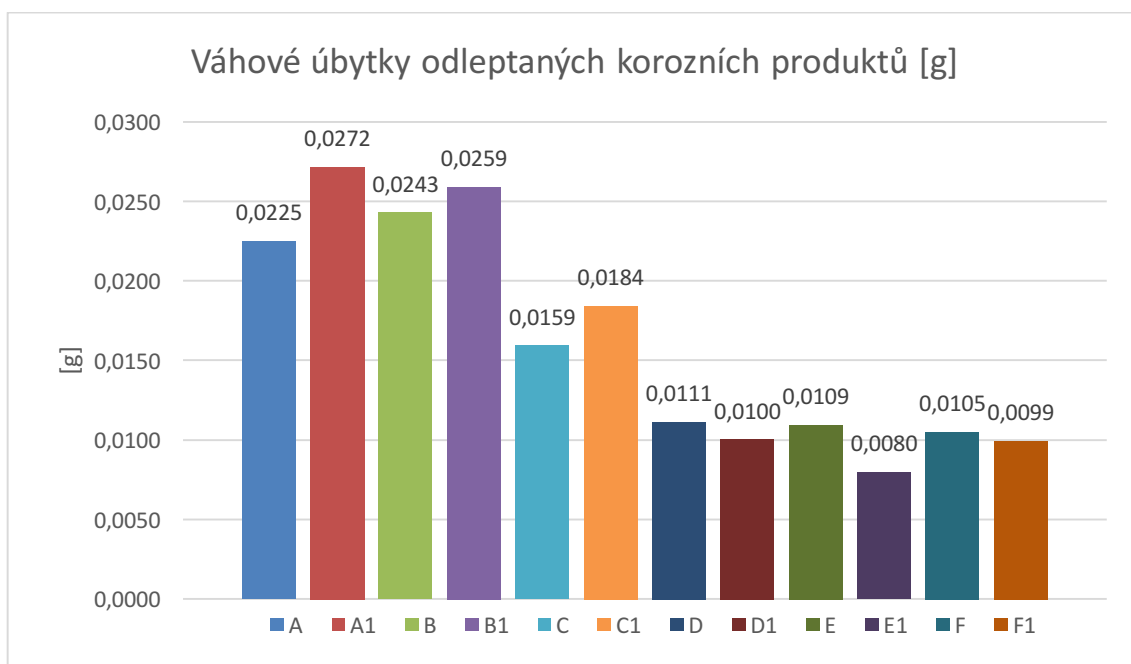
Tab. 15 Časové intervaly odleptávání korozních produktů

Po každém intervalu leptání byly vzorky opláchnuty ve vodě, lihu, následně vysušeny a zváženy. Celý tento proces probíhal na třech vzorcích pro každý tepelný režim obou slitin.

Váhové úbytky odleptaných korozních produktů [g]						
Vzorek	A	A1	B	B1	C	C1
1	0,0231	0,0253	0,0250	0,0264	0,0143	0,0167
2	0,0223	0,0255	0,0228	0,0265	0,0176	0,0195
3	0,0221	0,0307	0,0251	0,0248	0,0159	0,0190
průměr	0,0225	0,0272	0,0243	0,0259	0,0159	0,0184
Směr. Odchylka	0,00043	0,00250	0,00106	0,00078	0,00135	0,00122

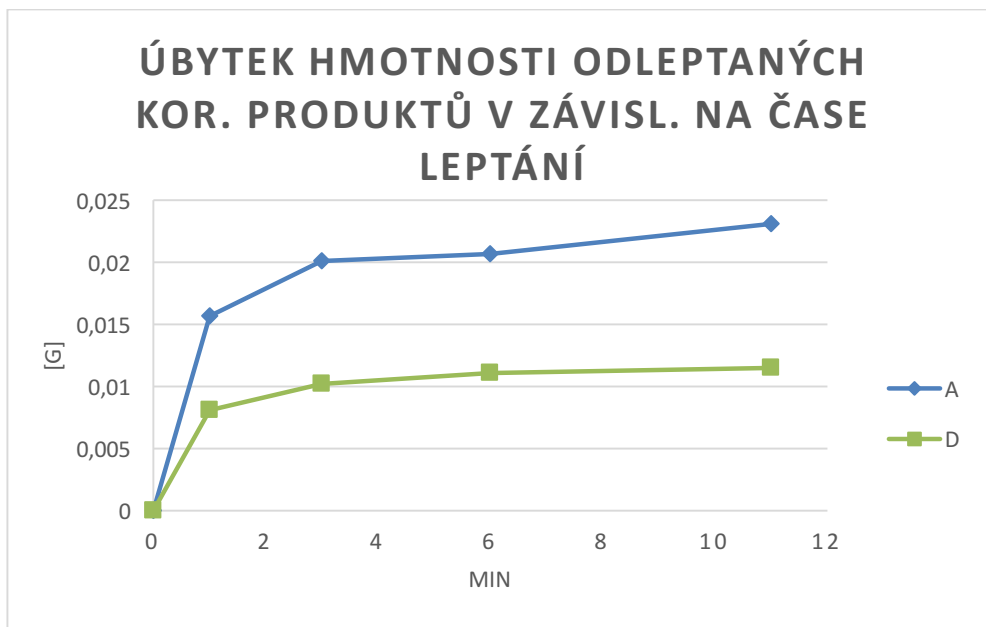
Váhové úbytky odleptaných korozních produktů [g]						
Vzorek	D	D1	E	E1	F	F1
1	0,0115	0,0097	0,0117	0,0084	0,0106	0,0117
2	0,0108	0,0098	0,0104	0,0082	0,0108	0,0093
3	0,0111	0,0106	0,0107	0,0073	0,0101	0,0088
průměr	0,0111	0,0100	0,0109	0,0080	0,0105	0,0099
Směr. Odchylka	0,00029	0,00040	0,00056	0,00048	0,00029	0,00127

Tab. 16 Tabulka váhových úbytků odleptaných korozních produktů



Obr. 89 Graf váhových odleptaných korozních produktů

Z grafu je patrné, že v případě slitiny AW2007 došlo vlivem kryogenního zpracování ke zvýšení korozivzdornosti. Pro slitinu AW7075 je tomu přesně na opak. Důkazem, že během procesu odleptávání korozních produktů nedocházelo i k odleptání základního materiálu je závislost úbytku hmotnosti v závislosti na čase vyobrazená v následujícím grafu. Pakliže by při leptání docházelo k odleptávání základního materiálu, tato závislost by byla lineární.



Obr. 90 Graf závislosti hm. úbytku korozních produktů v závislosti na čase stráveném v leptadle u vybraných vzorků A s D

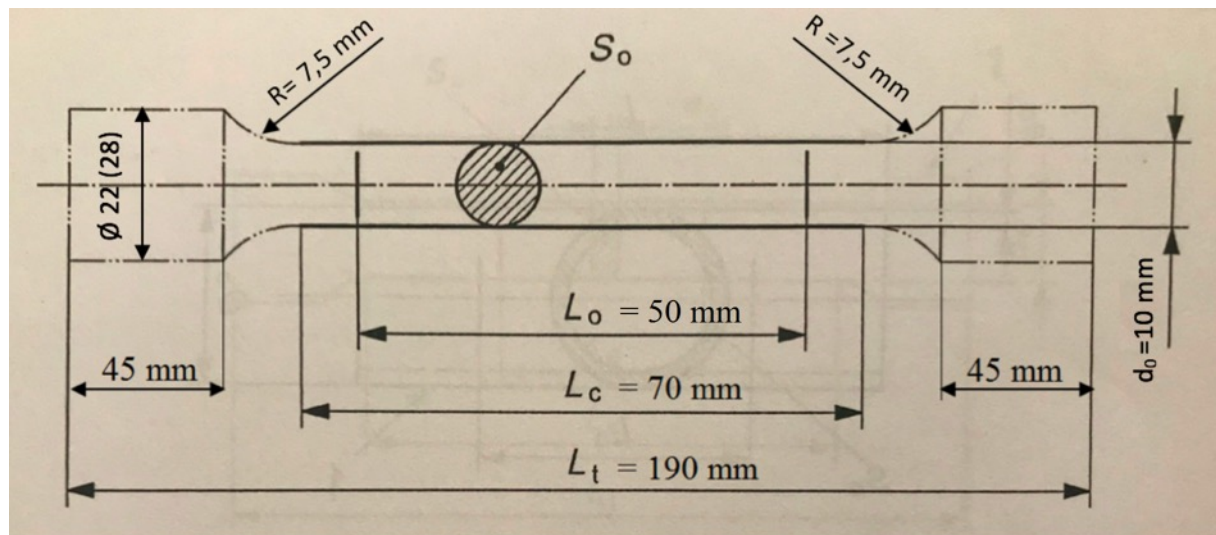
Tepelné zpracování umožňuje precipitaci zpevňujících částic na hranicích zrn, což silně ovlivňuje odolnost slitiny vůči mezikystalové korozi. V článku [47] bylo zjištěno, že intermetalika (Al, Cu)₆ (Fe, Cu) způsobují důlkovou korozi okolní matrice v důsledku galvanického spojení mezi intermetalickými částicemi a matricí. V intermetalikách typu Al-Cu – Mn – Fe – Si v AW2007 je přítomna silná galvanická vazba v důsledku rozdílu ve složení mezi jádrem a pláštěm těchto intermetalik. Díky této silné galvanické vazbě dochází k silnému lokalizovanému napadení ve formě důlkové koroze v AW2007. [47, 48]

14 Zkouška tahem

Zkouška tahem pro všechny testované vzorky proběhla dle normy ČSN EN ISO 6892-1. Zkouška spočívá v deformaci zkušební tělesa tahovým zatížením, obvykle do lomu za účelem stanovení jedné nebo více mechanických vlastností. Zkouška se provádí za pokojové teploty od 10 do 35°C pokud není stanoveno jinak. Zkoušky v řízených podmínkách se musí provádět při teplotě 23±5°C

Zkušební těleso

Zkušební tělesa byla obrobena z polotovaru ve formě kruhové tyče a jejich rozměry jsou uvedeny na následujícím obrázku.



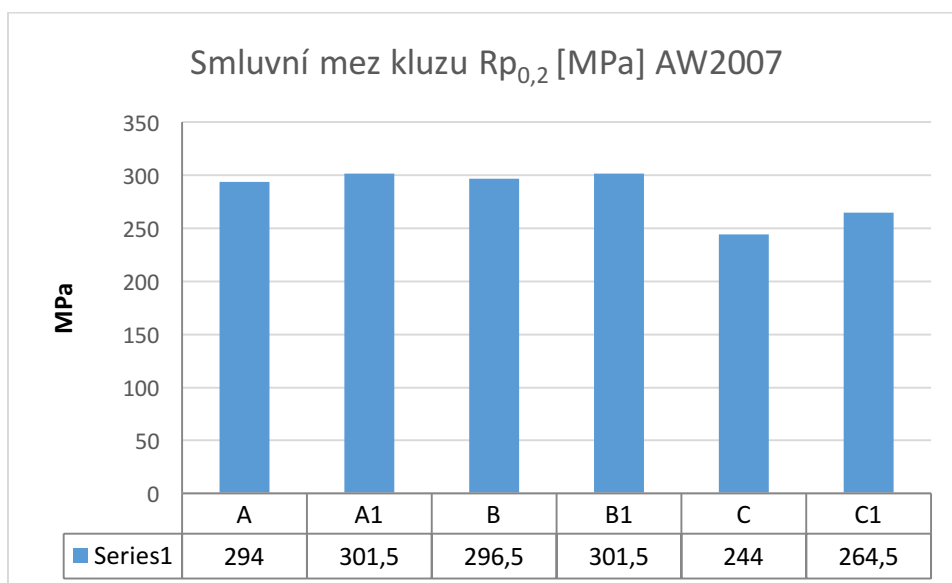
Obr. 91 Rozměry zkušební tělesa pro zkoušku tahem [50]

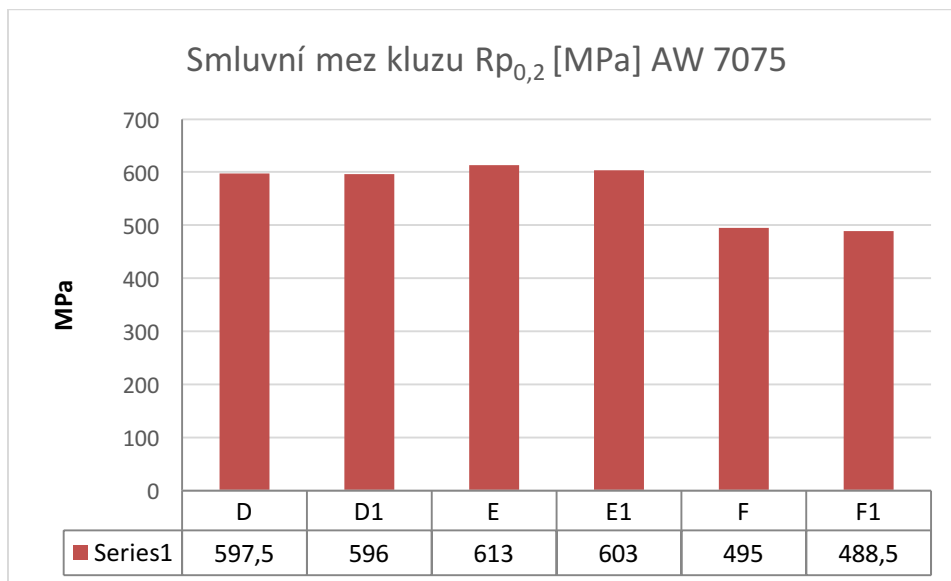
Zkušební rychlost při testování vycházela z řízení deformační rychlosti. Její hodnota pro stanovení smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$, hodnot tažností A_t a A_g činí $e_{L_e} = 0,00025 \text{ s}^{-1}$ s relativní mezní úchytkou $\pm 20\%$. Při stanovení meze pevnosti v tahu R_m , tažnosti v procentech A , celkového prodloužení v procentech měřeného průtahoměrem při maximálním zatížení A_{gt} , plastického prodloužení v procentech měřeného průtahoměrem při maximálním zatížení rychlost činila $e_{L_e} = 0,0067 \text{ s}^{-1}$ s relativní mezní úchytkou $\pm 20\%$. [50]

Samotné měření proběhlo v mechanické zkušebně RTI na přístroji Zwick Roell Z250 a získaná data byla následně vyhodnocena Ing. Petrem Benešem, Ph.D. na KMM ZČU. Zkouška tahem proběhla pro každý režim tepelného zpracování na dvou zkušebních tělesech.

Hodnoty smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]						
Vzorek	A	A1	B	B1	C	C1
1	295	305	302	299	247	254
2	293	298	291	304	241	275
Průměr	294	301,5	296,5	301,5	244	264,5
Směr. Odchykla	1	3,5	5,5	2,5	3	10,5
Hodnoty smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]						
Vzorek	D	D1	E	E1	F	F1
1	604	595	613	600	493	488
2	591	597	613	606	497	489
Průměr	597,5	596	613	603	495	488,5
Směr. Odchykla	6,5	1	0	3	2	0,5

Tab. 17 Hodnoty smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ MPa





Obr. 92 Grafy hodnot smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ [MPa] slitin AW2007 a AW 7075

Pro slitinu AW2007 je z předchozího grafu patrné, že hodnoty $R_{p0,2}$ s využitím kryogenního zpracování klesají. Dále jejich hodnoty jsou vyšší pro vzorky, jenž stály za zvýšených teplot 190°C - 6hod. a 175 °C - 15hod. Tento fakt platí i pro slitinu AW7075 120 °C - 24hod a 130 °C - 14hod. Ovšem u této slitiny je trend opačný a hodnoty $R_{p0,2}$ vykazují vyšší hodnoty po kryogenním zpracování.

Hodnoty meze pevnosti R_m[MPa]						
Vzorek	A	A1	B	B1	C	C1
1	399	394	380	395	392	402
2	399	385	370	391	387	420
Průměr	399	389,5	375	393	389,5	411
Směr. Odchykla	0	4,5	5	2	2,5	9
Vzorek	D	D1	E	E1	F	F1
1	654	649	662	650	641	637
2	642	650	661	654	646	637
Průměr	648	649,5	661,5	652	643,5	637
Směr. Odchykla	6	0,5	0,5	2	2,5	0

Tab. 18 Hodnoty meze pevnosti R_m [MPa]

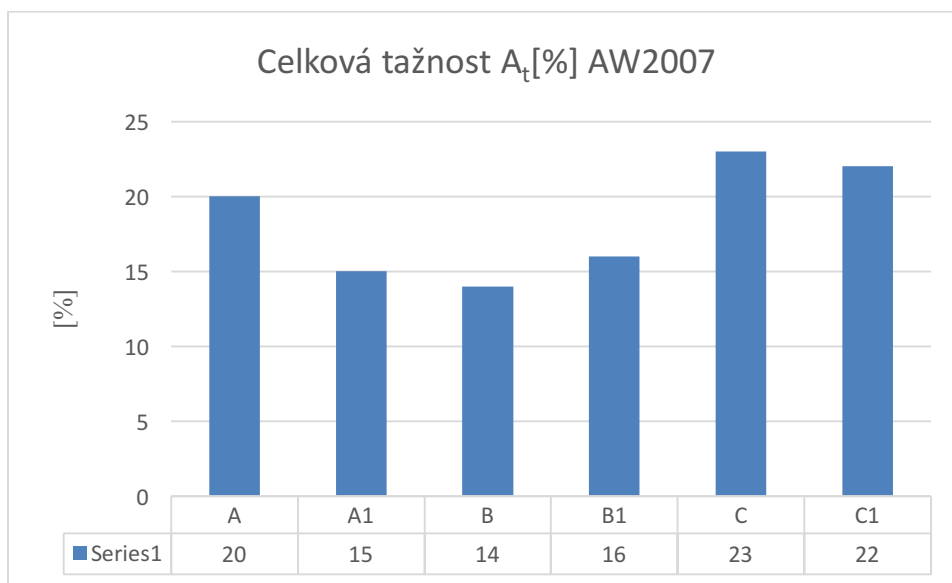


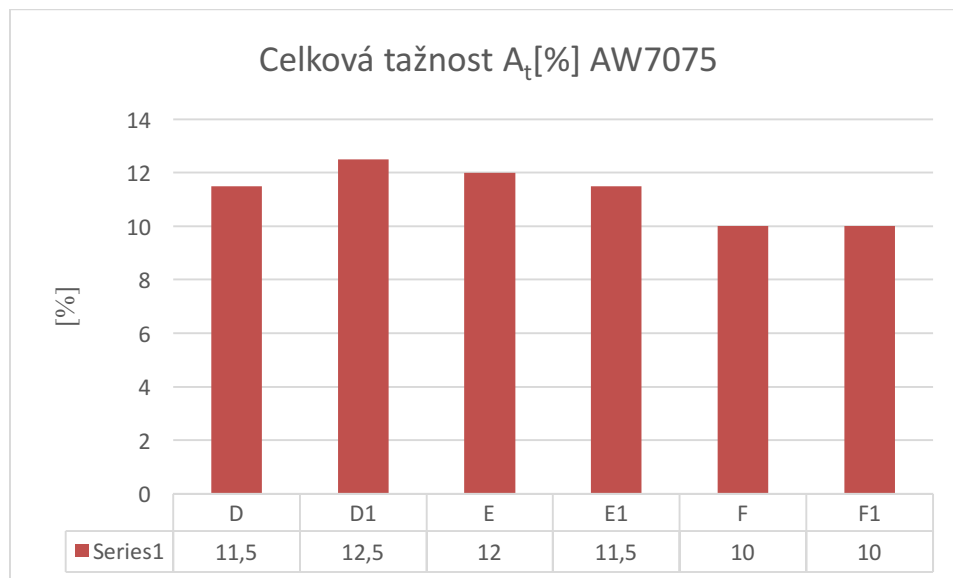
Obr. 93 Grafy hodnot meze pevnosti R_m [MPa] AW2007 a AW7075

Z výsledků vyhodnocení mezí pevnosti R_m není pro žádnou ze slitin patrný jasně viditelný trend vlivu kryogenního zpracování. Pro slitinu AW2007 došlo díky kryogennímu zpracování u vzorků stárnoucích při teplotách 190 °C ke zvýšení R_m . U vzorků stárnoucích přirozeně a za teploty 175 °C tomu bylo naopak. U AW7075 díky kryogennímu zpracování hodnoty R_m rostou u vzorků stárnoucích přirozeně resp. při 130 °C. Naopak je tomu u vzorků stárnoucích při teplotě 120 °C.

Hodnoty celkové tažnosti A_t [%]						
Vzorek	A	A1	B	B1	C	C1
1	20,6	16,0	12,3	17,6	21,6	23,2
2	19,5	14,3	15,4	14,6	24,0	20,5
Průměr	20	15	14	16	23	22
Směr. Odchykla	0,55	0,85	1,55	1,50	1,20	1,35
Vzorek	D	D1	E	E1	F	F1
1	11,3	12,6	12,1	11,2	9,9	10,0
2	11,3	12,4	12,1	11,8	10,0	10,0
Průměr	11,5	12,5	12	11,5	10,0	10,0
Směr. Odchykla	0,00	0,10	0,00	0,30	0,05	0,00

Tab. 19 Hodnoty celkové tažnosti A_t [%]



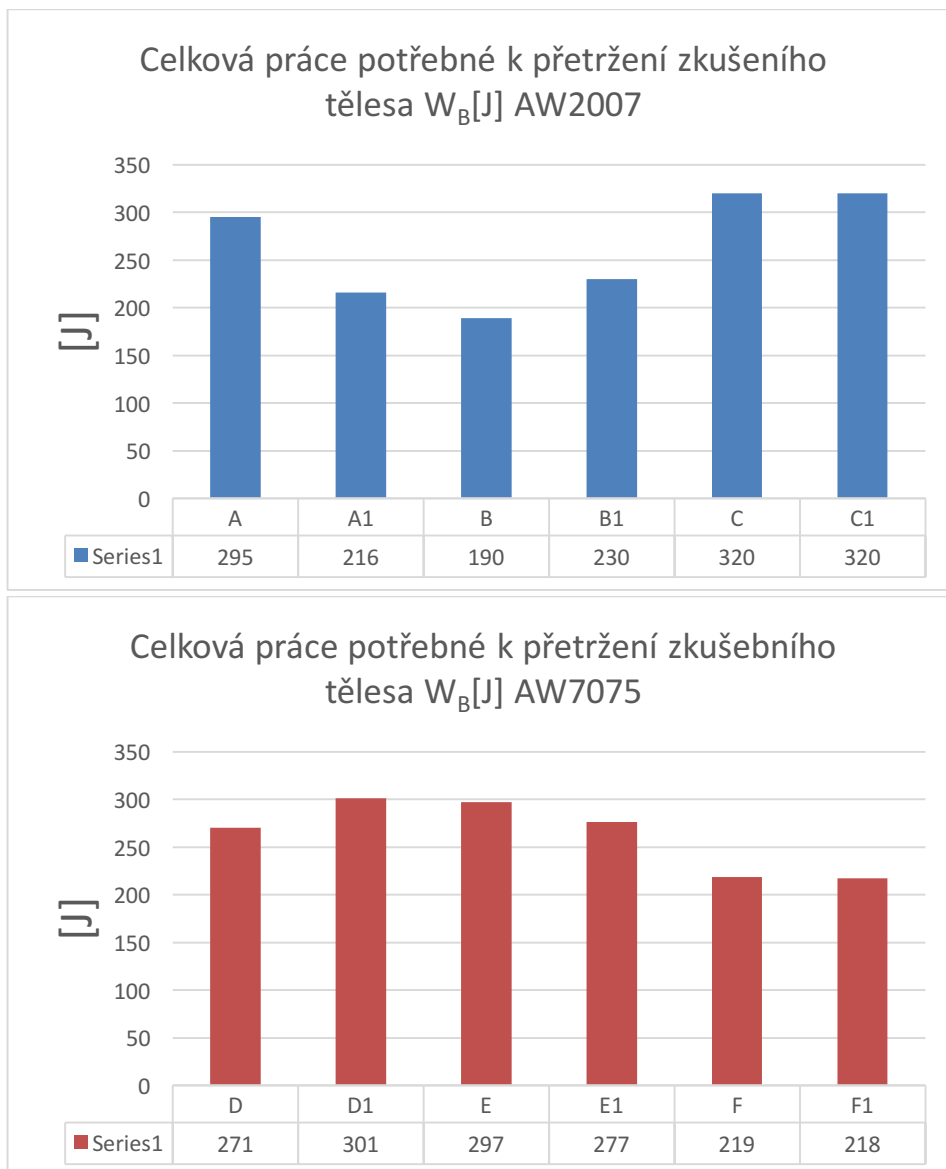


Obr. 94 Graf hodnot celkové tažnosti A_t [%] slitin AW2007 a AW7075

Obdobně nejasný trend lze pozorovat i u výsledků celkových tažností A_t . Pro slitinu AW2007 vlivem kryogenního zpracování její hodnoty rostou pro vzorky stárnoucí přirozeně a za teploty 190 °C na rozdíl od vzorků stárnoucích při teplotě 175 °C, kde celková tažnost klesá. Nejvyšší hodnoty A_t vykazují vzorky stárnoucí přirozeně. U slitiny AW7075 celková tažnost vlivem kryogenního zpracování klesá u vzorků stárnoucích při teplotě 120 °C. Naopak roste u vzorků stárnoucích při teplotě 130 °C a u vzorků stárnoucích přirozeně se rovná. Z grafu jsou též patrné vyšší hodnoty celkové tažnosti pro vzorky po umělém stárnutí.

Hodnoty celkové práce potřebné k přetržení zkuš. tělesa W_B [J]						
Vzorek	A	A1	B	B1	C	C1
1	303	231	171	252	308	333
2	287	201	208	208	332	307
Průměr	295	216	190	230	320	320
Směr. Odchykla	8,0	15,0	18,5	22,0	12,0	13,0
Vzorek	D	D1	E	E1	F	F1
1	273	303	297	270	217	215
2	268	299	297	283	221	220
Průměr	271	301	297	277	219	218
Směr. Odchykla	2,5	2,0	0,0	6,5	2,0	2,5

Tab. 20 Hodnoty celkové práce potřebné k přetržení zkušebního tělesa W_B [J]



Obr. 95 Graf celkové práce potřebné k přetržení zkušební tyče W_B [J] slitin AW2007 a AW7075

Z grafů je patrné, že hodnoty celkové práce potřebné k přetržení zkušební tyče W_B pro slitinu AW2007 vlivem kryogenního zpracování rostou pro vzorky stárnující přirozeně a za teploty 190 °C. V případě režimu stárnutí při 175 °C celková práce klesá. U režimů přirozeného stárnutí slitiny AW2007 vidíme vyšší hodnoty celkové práce nežli u režimů s umělým stárnutím. V případě slitiny AW7075 hodnoty W_B vlivem kryogenního zpracování rostou u vzorků stárnujících přirozeně a za teploty 130 °C. Naopak klesají u vzorků stárnujících za teploty 120 °C. U režimů přirozeného stárnutí slitiny AW7075 vidíme nižší hodnoty celkové práce, nežli u režimů s umělým stárnutím.

Během tahové zkoušky byly též naměřeny hodnoty plastického prodloužení A_g % měřené průtahoměrem při maximálním zatížení F_m a poměru smluvní meze kluzu k mezi pevnosti $R_{p0,2}/R_m$. Výsledné grafy a hodnoty viz příloha.

15 Diskuze výsledků

15.1 Teoretická část

Působení kryogenních teplot má z dostupných informací prokazatelné účinky na strukturu a mechanické vlastnosti kovů. Z uvedených názorů vyplývá, že implementace mezi standardní operace tepelného zpracování je za určitých podmínek velmi přínosná. Pochopitelně, že hlavním kritériem pro výrobu jakékoliv součásti je především finanční hledisko. Zařazení takto nákladné a často nepředvídatelné operace do procesu standardního tepelného zpracování je možné pouze pro výrobky s vyšší přidanou hodnotou. Zavedení kryogenního zpracování do běžných provozů je tedy v současnosti nepravděpodobné. Je nutné mít na paměti, že proces kryogenního zpracování je časově prakticky nejnáročnější v celém cyklu tepelného zpracování. Pokud je tedy tento proces zařazen do výroby je možné jej využít pouze v dílnách tepelného zpracování, které nejsou tzv. zakázkové.

Pro výzkum vlivu kryogenního zpracování na vlastnosti hliníkových slitin určených k vytvrzování byly zvoleny slitiny AW2024 a AW7075. Oba zástupci paří mezi tzv. tepelně zpracovatelné slitiny hliníku pro tváření. V tomto stavu lze u nich dosáhnout nejvyšších pevnostních vlastností ze všech hliníkových slitin (AW2024 530MPa, AW7075 až 600MPa) pomocí precipitačního vytvrzování během stárnutí.

Precipitační vytvrzování probíhá v první řadě růstem koherentních GP zón. Vytvrzující účinek zón vychází z uplatnění protínajícího mechanismu interakce dislokací se zónami (tzv. chemického vytvrzování). Za zvýšené teploty pokračuje heterogenní nukleací destičkových intermediálních koherentních precipitátů Θ'' a Θ' na mřížkových poruchách zejména na dislokacích. S rostoucí teplotou roste objem těchto precipitátů a dochází k rozpuštění GP zón. Vytvrzující účinek precipitátů Θ'' je obdobný jako u GP zón, u Θ' k němu dochází protínajícím mechanismem či příčným skluzem dislokací.

Z dostupných zdrojů je též patrný určitý pozitivní vliv kryogenního zpracování na mechanické a strukturní vlastnosti daných slitin. Může mít za následek snížení zbytkových pnutí vyšší pevnost a tvrdost při zachování tažnosti, odolnost proti únavě, odolnost proti opotřebení, rozměrovou stabilitu a delší životnost nástrojů. Samotný mechanismus ovlivňující výše uvedené vlastnosti není doposud zcela jasný a existuje více názorů, jakým způsobem probíhá. Velká část vědecké obce předpokládá, že se tak děje na základě vzniku velkého množství poruch které slouží jako zárodky pro precipitaci jemných částic. Výsledkem je struktura, jejíž zrna jsou menší a uniformní. Rozložení precipitátů je pravidelné a jsou také jemnější.

15.2 Experimentální program

Na základě měření chemického složení obou testovaných slitin pomocí metody GDOES bylo zjištěno, že první slitina série 2XXX vykazuje vyšší obsah olova. Při porovnání s normami chemického složení je zřejmé, že se nejedná o slitinu AW2024 ale AW2007. Pro účely experimentálního programu je tento fakt z praktického hlediska zanedbatelný. Díky vyššímu obsahu olova je slitina AW2007 oproti AW2024 vhodnější ke zpracování na automatických obráběcích nástrojích.

Na všech vzorcích byla změřena a vypočtena tvrdost dle Brinella. Pro slitinu AW2007 byla naměřena nejvyšší tvrdost HBW v případě režimu s kryogenním zpracováním, stárnutím při 190 °C po dobu 6 hodin. U slitiny AW7075 to bylo v případě bez kryogenního zpracování, stárnutí při 130 °C po dobu 14 hodin. Z výsledných hodnot je patrné, že zvolený režim kryogenního zpracování má na hodnoty tvrdosti obou testovaných Al slitin minimální vliv. Hodnoty tvrdostí jednotlivých vzorků s kryogenním zpracováním a bez něj se liší v jednotkách HBW. Pouze mezi vzorky A a A1 došlo k cca 7% nárůstu hodnot tvrdosti. U ostatních testovaných vzorků se výsledné hodnoty mezi vzorky s kryogenním zpracováním a bez něj víceméně rovnají. Pro slitinu AW2007 se průměrné hodnoty pohybují v rozmezí 110 - 123 HBW a pro slitinu AW7075 173 HBW pro vzorky jenž stárly za vyšších teplot a 134 HBW pro vzorky jenž stárly přirozeně. U obou slitin je viditelná vyšší tvrdost u vzorků, jenž stárly za vyšších teplot, oproti přirozenému stárnutí. Ovšem zatímco u slitiny AW2007 se tento rozdíl pohybuje 5-10 HBW, u slitiny AW7075 tento rozdíl činí až 40 HBW. Pro slitinu AW7075 jsou hodnoty v případě přirozeného stárnutí závislé na čase, v současnosti by jejich výsledky již byly jiné.

Otěruvzdornost Al slitin byla hodnocena tribologickým testováním pomocí metody Pin-on-Disc. U této metody dochází k hromadění plastické deformace při vytváření stop opotřebení. Tato deformace zapříčinila nepravidelnost stopy. Jediným možným způsobem vyhodnocení byla metoda tzv. váhových úbytků. Pro slitinu AW2007, není patrný jednoznačný vliv kryogenního zpracování v případě umělého stárnutí. Jednoznačný nárůst otěrůvzdornosti díky zařazení kryogenního zpracování byl pouze v případě přirozeného stárnutí této slitiny (AW2007) a to o cca 32%. Pro slitinu AW7075 už je trend jednotný a všechny vzorky podrobené kryogennímu zpracování vykazují větší otěrůvzdornost, než vzorky bez něj. Největší rozdíl je patrný mezi vzorky D a D1. Je nutné však podotknout, že pro hodnocení otěrůvzdornosti dle váhových úbytků o velikostech 10^{-3} až 10^{-4} gramu by bylo vhodné provést vyšší množství testů.

Struktury všech režimů tepelného zpracování obou slitin byly pozorovány pomocí světelné a řádkovací elektronové mikroskopie. Struktura slitiny AW2007 je složena z nepravidelných zrn α -fáze v rozmezí 100-1000 μm s viditelnými hranicemi subzrn o velikosti 2-6 μm . Dále se ve struktuře vyskytuje množství intermetalických sloučenin. Částice nepravidelného tvaru větší než 10 μm se složením Al-Cu-Fe-Mn (Si). Dále jsou jasně zřetelná intermetalika Θ sférického tvaru o velikosti 1-2 μm , složení Al_2Cu a tetragonální mřížkou, resp. částice Al-Cu (MgPb). Pochopitelně se ve struktuře vyskytuje celá řada disperzně vyloučených částic, pravděpodobně

typu Al-Mn-Cu tyčovitého tvaru o velikostech 2-200 nm. Tyto částice jsou uvnitř zrn tuhého roztoku α distribuovány homogenně. Jediná výraznější změna struktury je patrná u vzorku B. Zde je zřetelné, že došlo během tepelného zpracování k difuzi mědi na hranice zrn tuhého roztoku α , kde je její obsah o cca 1% vyšší, nežli uvnitř zrn. Tato skutečnost je pravděpodobně příčinou i nízkého výskytu disperzních částic podél hranic zrn. Mikrostruktura slitiny AW 7075 je složena z nepravidelných zrn tuhého roztoku α o velikosti 50-350 μm . I zde jsou viditelné hranice subzrn o velikostech 2-10 μm . U všech vzorků jsou též jasně rozeznatelné „hvězdicovité“ útvary, pravděpodobně pozůstatky dendritických staženin, drobných intermetalik či disperzních částic které mohly být při leptání odstraněny, jelikož ani EDX analýza neodhalila změny v chemickém složení oproti základní matici. Dále byly identifikovány intermetalické útvary Al-Fe-Cu nepravidelných tvarů o velikostech až 10 μm a Al-Zn-Cu kulovitých tvaru o rozměrech 1-4 μm . Naopak zde nebyla identifikována intermetalika Mg_2Si , jenž se často v této slitině vyskytuje. U slitiny AW 7075 nejsou z dostupných snímků patrné žádné rozdíly ve struktuře mezi vzorky s kryogenním zpracováním a bez něj. Pro hodnocení vlivu kryogenního zpracování na změnu struktury a především tvar a rozložení precipitátů, jenž mají značný vliv na mechanické vlastnosti by bylo vhodné zhotovit řadu detailních snímků na transmisním elektronovém mikroskopu. Tyto snímky nebyly zhotoveny především díky značným finančním nákladům na jejich pořízení. Pro bližší pochopení vlivu kryogenního zpracování na testované slitiny a jejich výsledné vlastnosti by se měly stát předmětem další studie.

Dalším hodnoceným parametrem byla velikost nárazové práce KV_2 zjištěné pomocí zkoušky rázem v ohybu metodou dle Charpyho. Z výsledků této veličiny je pro obě testované slitiny patrný jednoznačný trend. Vlivem kryogenního zpracování dochází téměř u všech vzorků ke snížení hodnot nárazové práce. Dále je zde viditelné snížení nárazové práce u vzorků, jejichž stárnutí probíhalo za zvýšených teplot, oproti vzorkům, jenž stárly přirozeně. Maximálních hodnot KV_2 dosáhly u obou slitin vzorky s přirozeným stárnutím a to konkrétně $C(C1) = 24 \text{ J}$ a $F1 = 22,5 \text{ J}$. Důvodem snížení hodnot nárazové práce může být větší tepelné pnutí, které bylo do materiálu tímto přidaným zpracováním vneseno. Jinou možností může být kryogenním zpracováním zapříčiněné rozdílné rozložení precipitátů v matici. Důvod vyšších hodnot vlastností jako je tažnost nebo houževnatost jenž vykazují vzorky po přirozeném stárnutí je poměrně jednoduchý. Při umělém stárnutí vznikají jak koherentní tak i nekoherentní precipitáty u nichž je uplatňováno disperzní vytvrzování které probíhá zpravidla v pozdních stádiích stárnutí. Dislokace nejsou schopné projít skrz zhrublé nekoherentní precipitáty, jenž vznikly vlivem vyšších teplot, které musí obcházet. Výsledkem těchto procesů jsou vyšší vlastnosti jako je například tvrdost či pevnost. Naproti tomu pro přirozené stárnutí je charakteristický především růst koherentních GPI a GPII zón vznikajících za nízkých teplot, kdy vytvrzování probíhá vlivem vnitřního pnutí a chemického vytvrzování. Pohyb dislokací tak probíhá interakcemi s napětovými poli respektive průchodem skrz překážky což způsobuje naopak vyšší hodnoty vlastností jako je například tažnost a houževnatost.

Z důvodu náchylnosti testovaných slitin ke korozi, byla provedena i zkouška korozní odolnosti. Tato zkouška obsahovala pobyt v korozní komoře v režimu solné mlhy po dobu 96hodin s následným odleptáním korozních produktů v kyselině dusičné. Experiment byl vyhodnocen na základě váhových úbytků odleptaných korozních produktů. Z výsledných hodnot bylo zjištěno, že v případě slitiny AW2007 došlo vlivem kryogenního zpracování ke zvýšení odolnosti proti korozi. U slitiny AW7075 vlivem stejného zpracování došlo naopak ke snížení této odolnosti.

Jako poslední byly vyhodnoceny základní parametry zkoušky statickým tahem. První měřenou veličinou byla smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$. Její hodnoty pro slitinu AW2007 vlivem kryogenního zpracování klesají a pro slitinu AW7075 rostou. Stejný je i trend pro hodnoty R_m , kde ovšem všechny výsledky nejsou stoprocentně jednotné. Hodnoty celkové tažnosti A_t vlivem kryogenního zpracování u obou slitin převážně rostou. Dále vzrostly i hodnoty celkové práce potřebné k přetržení zkušebního tělesa W_B . Celkově je patrné, že u slitiny AW2007 má kryogenní zpracování pozitivní vliv především na tahové vlastnosti vzorků stárnoucích při 190°C a u slitiny AW7075 stárnoucích při 130 °C. Tyto výsledky snížení pevnosti a zvýšení houževnatosti korespondují s článkem [30] a jedním z důvodů může být odstranění zbylých vnitřních pnutí, vniklých kalením, vlivem kryogenního zpracování.

16 Závěr

Hlavním úkolem řešební části této práce, bylo interpretovat maximum dostupných informací k problematice precipitačně vytvrditelných hliníkových slitin. Jejich rozdělení, charakteristice jednotlivých sérií slitin pro tváření se zaměřením na série 2XXX a 7XXX, dále možnosti jejich konvenčního tepelného zpracování, princip technologie kryogenního zpracování a přínos její implementace do procesu tepelného zpracování pro případnou možnost širší aplikace v praxi.

Úkolem experimentálního programu bylo navrhnout režimy tepelného zpracování, zahrnující kryogenní zpracování pro vybrané Al slitiny série 2XXX a 7XXX. Dále zvolené slitiny podrobit těmto režimům tepelného zpracování a za pomoci dostupných technologií a zkoušek zjistit vliv kryogenního zpracování na změnu mechanických vlastností, struktury a korozní odolnosti.

Při objektivním celkovém hodnocení dosažených výsledků je, i přes pozitivní výsledky tohoto primárního výzkumu u vzorků A stárnoucích při 190 °C a D stárnoucích při 130°C, třeba zmínit značnou nevyrovnanost vlivu kryogenního zpracování na výsledné mechanické vlastnosti. Pro objasnění růstu a poklesu mechanických vlastností je bezesporu nezbytné zhotovit snímky na transmisním elektronovém mikroskopu pro pozorování distribuce a tvaru precipitátů. Tyto snímky nebyly pořízeny zejména z finančních důvodů a měly by se tak stát předmětem dalšího výzkumu. Celkový přínos kryogenního zpracování, i vzhledem k jeho finanční náročnosti, není příliš vhodný pro zavedení do běžného procesu tepelného zpracování vybraných Al slitin AW2007 a AW7075.

17 Bibliografie

- [1] History of Cryogenics, [Online], [vid: 2018-12-1], Dostupné z:
<https://ctpcryogenics.com/cryogenics/what-is-cryogenic-processing/history-of-cryogenics/>
- [2] Chen, P., Malone, T., Bond, R., Tores, P., Effects of Cryogenic Treatment on the Residual Stress and Mechanical Properties of an Aerospace Aluminum alloy, George C. Marshall Space Flight Center NASA, 2000
- [3] Sweeney Jr., T.P., *Deep Cryogenics: the Great Cold Debate*, Heat Treating, 28-32, New York, 1986
- [4] Schiradelly, R., Diekman, F., Cryogenics the racer's edge Heat Treating Progress (ASM International), 2001, vol.1, Issue November 2001, [Online], [vid: 2018-10-26], Dostupné z:
<http://hekimianracing.com/cryogenic-services/cryogenics-explained/>
- [5] Hájek, J., Jurčí, P., Téma: Implementace procesu kryogenního zpracování do procesu tepelného zpracování, Rozhovor s Jiřím Hájkem a Peterem Jurčim, Plzeň, [2018-12-16]
- [6] Kříž, R., Vávra, P., Strojírenská příručka, Praha: Scientia, 1993., svazek 3, s. 254, ISBN 80-85827-23-9
- [7] Michna Š., Lukáč I., Otčenášek V. a kol., Encyklopedie hliníku, Prešov, 2005, ISBN 80-89041-88-4
- [8] Vojtěch, D. Kovové materiály, Vysoká škola chemicko-technologická v Praze : Praha, 2006, 1 vyd., s. 185, ISBN 80-7080-600-1
- [9] Slitiny hliníku, [Online], [vid: 2018-10-7], Dostupné z:
<https://www.ehlinik.cz/prilohy/zakladni-technicke-informace.pdf>
- [10] 2024 Aluminum Alloy Sheet and Plate, [Online], [vid: 2018-10-7], Dostupné z:
<https://datasheets.globalspec.com/ds/3794/AlcoaNorthAmericanRolledProducts/39945A16-733B-4A20-AFF0-C05992E1AA26>
- [11] Singh, A. K., Ghosh, S., Mula, S., Simultaneous improvement of strength, ductility and corrosion resistance of Al2024 alloy processed by cryoforging followed by ageing, Materials Science and Engineering: A, 2016, vol. 651, s. 774-785
- [12] Chandler, H.E., Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Nonferrous Alloys, ASM International, 1996, ISBN: 978-0-87170-565-5

- [13] van Horn, Kent. R., Aluminum Volume 1 Properties. Physical Metallurgy and Phase Diagrams, American Society for Metals, 1967, ISBN-13: 978-0412678301
- [14] Chang, H., Li, I., Yuan, D., Peng, D., Hot deformation behaviour of the new Al–Mg–Si–Cu aluminum alloy during compression at elevated temperatures, Mater Charact, 2007, vol.58, s. 168-173, ISSN 1044-5803
- [15] Williams J., Starke Jr, E., Progress in structural materials for aerospace systems, Acta Materialia, [2003-11-25], vol. 51, Issue 19, s. 5775-5799, ISSN: 1359-6454
- [16] Sedláček, V., Králík, F., Šejnoha, R., Difusní a precipitační procesy v kovových soustavách, Praha, Akademia, 1968, s. 230
- [17] Vojtěch D., Kovové materiály, 2006, Praha, ISBN 80-7080-600-1
- [18] Okamoto H., Phase Diagrams for binary Alloys, Desk Handbook, 2010, second Edition ISBN-10: 0-61503-046-8
- [19] What is heat treatment, [Online video], [vid: 2018-11-2], Dostupné z: <https://slideplayer.com/slide/5099950/>
- [20] Precipitation Strengthening In Al-Cu, [Online], [vid: 2018-10-21], Dostupné z: http://www.materials.ucsb.edu/~matclass/101/pdffiles/Lecture_14.pdf
- [21] Wilkins, C., Cryogenic Processing: The Big Chill, EDM Today, 1999, May/June, s. 36-44
- [22] Barron, R.F., *Effect of cryogenic treatment on lathe tool wear*, Progress in Refrigeration Science and Technology, 13th international congress of refrigeration. Washington DC, United States 1971, AVI Publishing Company, 1973, vol. 1, No. 1, s. 529-533.
- [23] Barron, R.F., *Cryogenic treatment of metals to improve wear resistance*, Cryogenics, 1982, vol.22, Issue 8, s. 409-413, ISSN: 0011-2275
- [24] Barron, R.F., Mulhern, C.R., *Cryogenic Treatment of AISI T-8 and C1045 Steels*. Advances in Cryogenic Engineering, 1981, vol. 27, s. 20
- [25] Collins, D.N., Cryogenic Treatment of Tool Steels, Adv. Mater. Processes, 1998, December, s. H23-H29
- [26] Moore, K., Collins, D.N., Cryogenic Treatment of Three Heat-Treated Tool Steels, Key Eng. Mater, 1993, 86-87, s. 47-54

- [27] Ding, C., Li, W., Cryogenic of Al and Al alloys, Chinese Journal of Nonferrous, 2000, vol. 10, No. 6, s. 891-895
- [28] Chen, G., Ding, C., Effect of Cryogenic on Al-Fe-V-Si Alloy, Jinshu Rechuli (Chinese), 2002, vol. 27, Issue 10, s. 26-27
- [29] Chen Ding, Li W.. Grain Preferred Orientation of Al and Al Alloys through Cryogenic Treatment, Dept. Material Science Engineering, Central South Univ. Changsha, China, 2000 vol. 31, Issue 6, s. 544-547
- [30] Lulay, K.E., Khan, K., Chaaya, D., The Effect of Cryogenic Treatments on 7075 Aluminum Alloy, Journal of Materials Engineering and Performance, 2002, vol. 11, Issue 5, October, ISSN: 1059-9495
- [31] Araghchi, M., Mansouri, H., Vafaei, R., Guo, Y., A novel cryogenic treatment for reduction of residual stresses in 2024 aluminum alloy, Materials Science and Engineering: A, 2017, vol. 689, Issue 24 March, s. 48-52, ISSN: 0921-5093
- [32] Robinson, J. S., Tanner D.A., Truman C. E., 50th Anniversary Article: The Origin and Management of Residual Stress in Heat-treatable Aluminium Alloys, Strain Journal, 2014, vol. 50, Issue 3, June, s. 185-207, ISSN:1475-1305
- [33] Zhou, J., Xu, S., Huang, S., Meng, X., Sheng, J., Zhang, H. atd, Tensile Properties and Microstructures of a 2024-T351 Aluminum Alloy Subjected to Cryogenic Treatment, School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, Metals Open Access Journal, China, 2016, vol. 6, Issue 11, s. 279, ISSN 2075-4701
- [34] Payling R., Glow Discharge Optical Emission spectrometry (GDOES), Materials. 1994. s. 195-213
- [35] Vítek J., Vypracování doporučení pro vývoj chemického složení u vysoce legované Mn oceli (hadfield), Bakalářská práce, Fakulta strojní, Západočeská univerzita v Plzni, 2017
- [36] Sýkora E., Hodnocení kalibračních křivek přístroje GDOES, Bakalářská práce, Západočeská univerzita v Plzni, 2000
- [37] AW2007, [Online], [vid: 2019-03-1], Dostupné z: <https://www.alumeco.cz/tye/tvercove-tye/en-aw-2007/10-mm/p/471/8960>
- [38] Skálová, J., Kovařík, R., Benedikt, V., Základní zkoušky kovových materiálů, Západočeská univerzita v Plzni, Plzeň, 2005, ISBN 80-7082-623-1.

- [39] [www.researchgate.net.](http://www.researchgate.net/), [Online], [vid: 2019-3-12], Dostupné z: https://www.researchgate.net/figure/222004933_fig2_Fig-2-Schematic-view-of-the-ball-on-disc-tribometer-a-detail-on-the-cotton-pad-fixed.
- [40] Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus , [Online], [vid: 2019-3-12], Dostupné z: <https://lopezva.files.wordpress.com/2011/09/g992.pdf>
- [41] Metallographic etching of aluminum and its alloys, [Online], [vid: 2019-3-12], Dostupné z: <https://docplayer.net/38808493-Metallographic-etching-of-aluminum-and-its-alloys.html>
- [42] Zhang, X., Microstructure and Corrosion Behaviour of Aerospace Aluminium Alloys, Faculty of Engineering and Physical Sciences, The University of Manchester, Manchester, 2015
- [43] Zhu, Y., Sun, K., Frankel, G.S., Intermetallic Phases in Aluminum Alloys and Their Roles in Localized Corrosion, Journal of The Electrochemical Society, 2018, vol. 165, Issue 11, s. C807-C820
- [44] ČSN EN ISO 148-1(42 0381), Kovové materiály – Zkouška rázem v ohybu metodou Charpy – Část 1: Zkušební metoda, Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví 2017
- [45] ČSN EN ISO 9227 (038132), Korozní zkoušky v umělých atmosférách – Zkoušky solnou mlhou, Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2017
- [46] Tribotechnika.sk, [Online], [vid: 2019-4-14], Dostupné z: <http://www.tribotechnika.sk/opotrebenie/cyklicke-korozni-komory-qfog-cc-a-crh-firmy-qlab-corporation.html>
- [47] Andreatta, F., Terryn, H., de Wit J.H.W., Effect of solution heat treatment on galvanic coupling between intermetallics and matrix in AA7075-T6, Corrosion Science, 2003, Volume 45, Issue 8, August, s. 1733-1746, ISSN: 0010-938X
- [48] Abreu, C.M., Cristóbal, M.J., Figueroa, R., Nóvoa, X.R., Pena, G., Evolution of corrosion behavior for AA7075 aluminum alloy implanted with nitrogen, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms, 2019, Volume 442, Issue1 March, s. 1-12, ISSN: 0168-583X

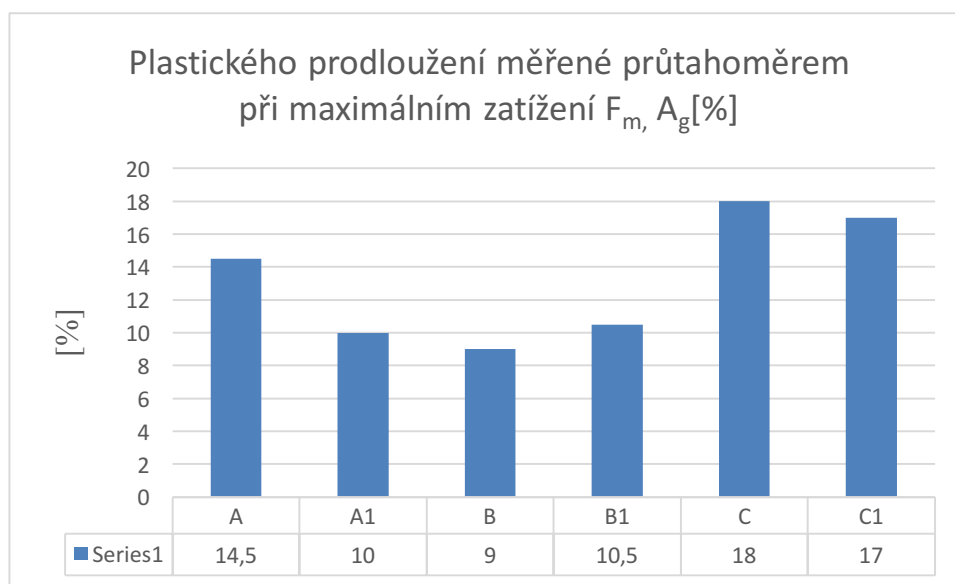
[49] ČSN ISO 8407 (03 8102), Koroze kovů a slitin – Odstraňování korozních zplodin ze vzorků podrobených korozním zkouškám, Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví 2013

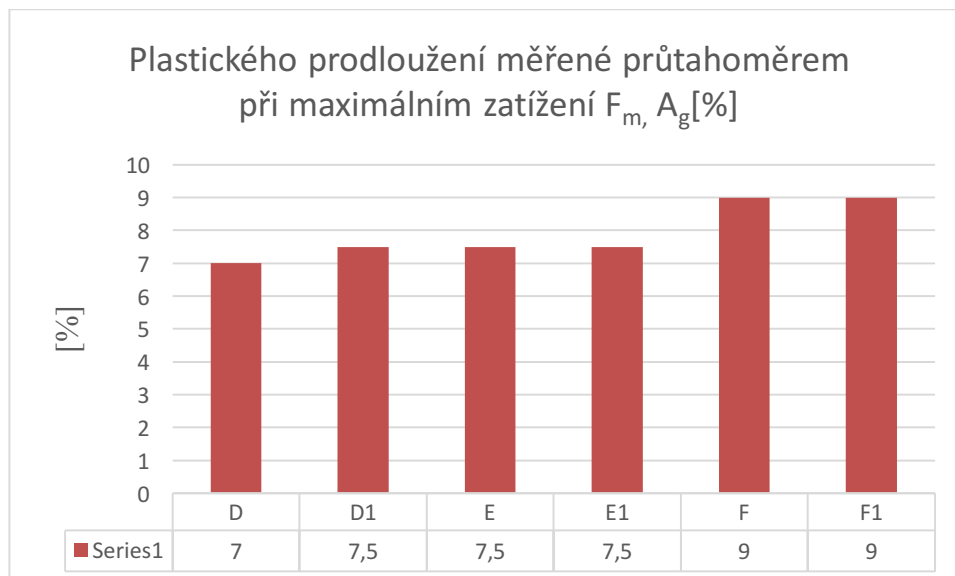
[50] ČSN EN ISO 6892-1 (42 0310), Kovové materiály – Zkoušení tahem – Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví 2017

18 Příloha

Hodnoty plastického prodloužení A_g [%] měřené průtahoměrem při maximálním zatížení F_m						
Vzorek	A	A1	B	B1	C	C1
1	14,5	10,1	8,4	11,8	16,8	18,1
2	14,1	9,8	9,4	9,4	18,8	16,2
Průměr	14,5	10,0	9,0	10,5	18,0	17,0
Směr. Odchykla	0,20	0,15	0,50	1,20	1,00	0,95
Vzorek	D	D1	E	E1	F	F1
1	7,4	7,8	7,5	7,2	9,0	9,1
2	6,6	7,5	7,6	7,3	9,1	9,2
Průměr	7,0	7,5	7,5	7,5	9,0	9,0
Směr. Odchykla	0,40	0,15	0,05	0,05	0,05	0,05

Tab. 21 Hodnoty plastického prodloužení A_g [%] měřené průtahoměrem při maximálním zatížení F_m .



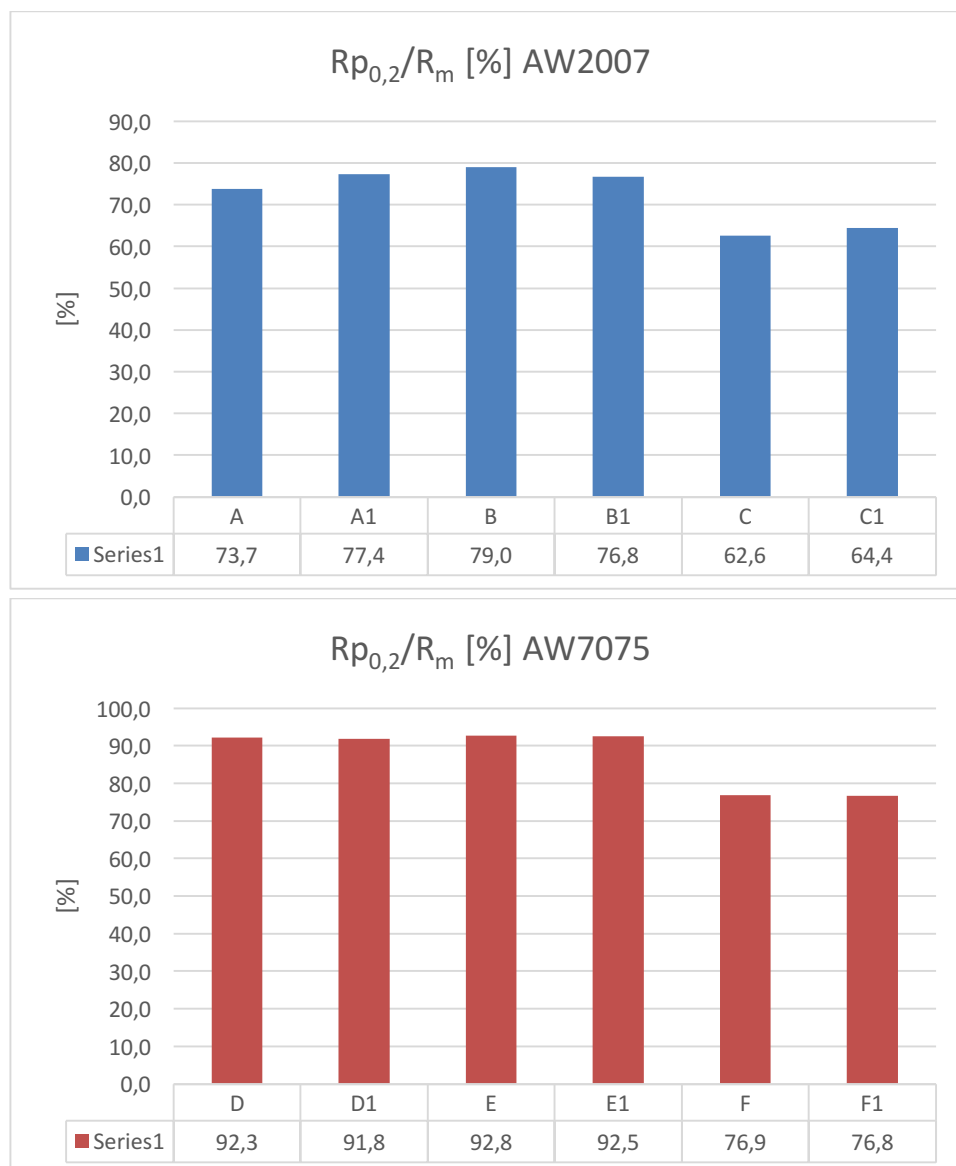


Obr. 96 Graf plastického prodloužení A_g [%] měřeného průtahoměrem při maximálním zatížení F_m slitin AW2007 a AW7075

Z porovnání plastického prodloužení A_g je patrné že celkově vyšších hodnot dosahují vzorky stárnoucí přirozeným způsobem pro obě testované slitiny. Pro slitinu AW2007 hodnoty A_g vlivem kryogenního zpracování rostou pro vzorky stárnoucí přirozeným způsobem a za teploty 190°C, na rozdíl od vzorků stárnoucích při teplotě 175 °C. Pro slitinu AW7075 hodnoty tažnosti vlivem kryogenního zpracování klesají u vzorků stárnoucích při teplotách 120 °C. U všech ostatních je A_g rovnocenné.

Hodnoty poměru smluvní meze kluzu k mezi pevnosti $R_{p0,2}/R_m$ [%]						
Vzorek	A	A1	B	B1	C	C1
1	74,0	77,4	79,3	75,7	63,0	63,3
2	73,4	77,3	78,7	77,8	62,2	65,4
Průměr	73,7	77,4	79,0	76,8	62,6	64,4
Směr. Odchykla	0,30	0,05	0,30	1,05	0,40	1,05
Vzorek	D	D1	E	E1	F	F1
1	92,3	91,7	92,7	92,3	76,9	76,7
2	92,2	91,8	92,8	92,6	76,8	76,8
Průměr	92,3	91,8	92,8	92,5	76,9	76,8
Směr. Odchykla	0,05	0,05	0,05	0,15	0,05	0,05

Tab. 22 Hodnoty poměru $R_{p0,2}/R_m$ [%]



Obr. 97 Grafy hodnot poměru $R_{p0,2}/R_m$ [%] slitin AW2007 a AW7075

Poslední veličinou, jenž byla vyhodnocena z tahové zkoušky je poměr hodnot $R_{p0,2}/R_m$. Z grafů je patrné, že pro slitinu AW7075 vycházejí hodnoty této poměrové veličiny lépe, než pro slitinu AW2007. Pro slitinu AW2007 vlivem kryogenního zpracování roste pro vzorky stárnuící přirozeně a za teploty 190°C, na rozdíl od vzorků stárnuících za teploty 175°C kdy klesá. Pro slitinu AW7075 se hodnoty poměru $R_{p0,2}/R_m$ vlivem kryogenního zpracování téměř nemění. Zřetelný je také fakt že hodnoty poměru $R_{p0,2}/R_m$ pro vzorky stárnuící přirozeně jsou znatelně nižší než pro vzorky stárnuící za zvýšených teplot. Tento trend platí pro obě testované slitiny.

Hodnocení v předchozím odstavci platí však především v závislosti na očekávaném použití. Vysoký poměr $R_{p0,2}/R_m$ je vhodný zejména pro aplikace kde je vyžadována pružnost materiálu, naopak nižší poměr je vhodný pro lisování.