

Vliv technologie výroby na strukturu vybrané Al slitiny

Influence of manufacturing technology on selected Al alloy

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Studijní program: N2301 – Strojní inženýrství

Studijní obor: 3911T035 – Výrobní a materiálové inženýrství

Vedoucí práce: Prof. Ing. Františka Pešlová, Ph.D.

David Altera

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem svou diplomovou práci vypracoval samostatně a použil jsem pouze podklady uvedené v příloženém seznamu.

Z důvodu zachování firemního tajemství odpírám udělit souhlas s užitím tohoto školního díla ve smyslu § 60 zákona číslo 121/2000 Sb., o právu autorském, o právech souvisejících s právem autorským a o změně některých zákonů (autorský zákon).

V Praze dne 8.1.2015

.....

podpis

ABSTRAKT

Diplomová práce se zabývá plátovanými plechy hliníkové slitiny EN AW-2024 v závislosti na různých dobách výdrže při vysokých teplotách během tepelného zpracování a jejími vlivy na materiálové vlastnosti.

V první části diplomové práce v literární rešerši je zpracována teoretická část zabývající se jak čistým hliníkem, tak jeho slitinami a tepelným zpracováním vybraných slitin.

Řešení experimentů bylo prováděné na normalizovaných zkušebních plochých tyčích po statické zkoušce v tahu, z kterých byly zpracované materiálové vlastnosti, studium lomových ploch a zhodnocení chemického složení v jednotlivých lokalitách slitiny, vzhledem na výskyt intermediárních fází.

Vysoká škola:	ČVUT v Praze
Ústav:	12132
Vedoucí ústavu:	Prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.
Název diplomové práce:	Vliv technologie výroby na strukturu vybrané Al slitiny
Školní rok vyhotovení:	2014/2015
Jméno autora:	Bc. David Altera
Vedoucí bakalářské práce:	Prof. Ing. Františka Pešlová Ph.D.
Rozsah:	Zpráva – stran 75; obrázky a přílohy – stran 4
Klíčová slova:	Al slitina 2024 – plátované plechy, struktura, mikrostruktura, mikrotvrdość, intermediární fáze, metalografie, fraktografie, bodová analýza

ABSTRACT

This thesis deals with clad sheets of aluminum alloy EN-AW 2024 in relation with different endurance times during heat treatment and its effects on material properties.

In the introduction there is a literature review dealing with pure aluminum, its alloys and heat treatment of selected alloys.

The experiments were carried out on standard flat test bars for static tensile test, from which were processed material properties. Also studies of fractured surfaces and evaluation of the chemical composition of alloys in different specific locations due to the occurrence of intermediate phases.

University:	CTU in Prague
Institute:	12132
Head of the institute:	Prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.
Thesis title:	Influence of manufacturing technology on selected Al alloy
The school year of issue:	2014/2015
Author:	Bc. David Altera
Thesis supervisor:	Prof. Ing. Františka Pešlová Ph.D.
Extent:	Report – pages 75; pictures, addendum – pages 4
Keywords:	Al alloy 2024 - clad plates, structure, microstructure, microhardness, intermediate phase, metallography, fractography, spot analysis

Poděkování

Děkuji prof. Ing. Františce Pešlové Ph.D. za vedení diplomové práce, její odbornou pomoc a připomínky k vypracování diplomové práce. Také děkuji pracovníkům UMI FS ČVUT.

Obsah

1. Úvod a cíle diplomové práce.....	8
2. Teoretická část.....	9
2.1 Vlastnosti čistého hliníku.....	10
2.2 Výroba hliníku.....	11
2.3 Značení hliníku a jeho slitin.....	13
2.4 Vliv prvků na mechanické a fyzikální vlastnosti.....	15
2.5 Hliníkové slitiny.....	17
2.6 Rozdělení slitin hliníku podle rovnovážného diagramu.....	18
2.7 Tepelné zpracování hliníku a jeho slitin.....	23
2.8 Koroze a odolnost proti korozi.....	26
2.9 Koroze hliníku a jeho slitin.....	27
2.10 Výroba plátovaných plechů ze slitiny Al 2024.....	29
2.11 Difúze.....	31
2.12 Elektronová mikroskopie.....	34
3. Experimentální část.....	37
3.1 Statická zkouška v tahu.....	41
3.2 Zkouška mikrotvrdomosti podle Vickerse.....	46
3.3 Hodnocení mikrostruktury.....	52
4. Závěr a doporučení.....	65
5. Použitá literatura.....	68
6. Použité zkratky a symboly.....	71
Seznam příloh.....	72
Seznam obrázků.....	72
Seznam tabulek.....	74

1. Úvod a cíle diplomové práce

Tato diplomová práce navazuje na bakalářskou práci s názvem „Plátované plechy z Al slitiny 2024 s obsahem mědi“. V bakalářské práci jsem se zabýval změnou korozní odolnosti plechů ze slitiny Al 2024 (slitina typu AlCu4Mg1) opatřenou oboustranně nanesenou plátovací vrstvou ze slitiny Al 1050 (hliník o čistotě 99,5%) vlivem působení tepelného zpracování.

Plátovaná vrstva sloužila jako bariérová protikorozní ochrana. Výsledky bakalářské práce prokázaly, že schopnost protikorozní ochrany je negativně ovlivněna vlivem působení difuze mědi ze slitiny Al 2024 do plátovací vrstvy, která je urychlena tepelným zpracováním. Hlavními faktory ovlivňující difuzi mědi byla teplota a doba výdrže na teplotě. Pro rozpouštěcí žhání hliníkových slitin se používá teplota v rozmezí 470 až 500°C.

Tato navazující diplomová práce se zabývá vlivem tepelného zpracování na mechanické vlastnosti hliníkové slitiny na výskyt nežádoucích fází na základě studia mikrostruktury. Mechanické vlastnosti a jejich změna bude posuzována pomocí výsledků z tahové zkoušky a zkoušky mikrotvrdomosti. Nežádoucí fáze budou hodnoceny na již přetržených vzorcích studiem lomových ploch a chemickou analýzou za použití elektronového mikroskopu.

Tato diplomová práce vznikla na základě spolupráce se společností LATECOERE Czech Republic s.r.o.

Cíle diplomové práce:

Cílem diplomové práce je posouzení vlivu technologie výroby plátovaných plechů ze slitiny Al 2024 na strukturní a materiálové vlastnosti plechu.

Pro splnění cílů diplomové práce budou studované dva druhy plátovaných plechů:

- plech o tloušťce 1,2 mm s min. velikostí plátované vrstvy nejméně 48 μm

- plech o tloušťce 2,0 mm s min. velikostí plátované vrstvy nejméně 40 μm

Z každé tloušťky plechu budou připravené normalizované vzorky na statickou zkoušku v tahu bez tepelného zpracování a po tepelném zpracování.

2. Teoretická část

Hliník je stříbrošedým měkký kov a jde o nejvíce zastoupený kov v zemské kůře (7,47 hm. %). Po kyslíku a křemíku je hned třetím nejrozšířenějším prvkem. Výroba hliníku v průmyslovém měřítku byla zahájena až v roce 1890, ačkoliv byl objeven již v roce 1825 Hansem Christianem Orstedem. Objem výroby byl ve srovnání s dnešním pouhým zlomkem, její rozvoj byl zpočátku brzděn nejen náročností výroby, ale také její finanční nákladností. Například v roce 1890 byla produkce primárního hliníku 5 700 t/rok, hranici produkce vyšší než 10 milionů tun ročně se podařilo dotáhnout v roce 1973. Nyní během roku 2013 bylo dle statistik vyprodukováno celkem 106,5 milionů tun hliníku. Lze říci, že prudký vzrůst v produkce hliníku nastal v 90. letech a neustále stoupá. [1,2,3,4,5]

Využití hliníku v různých odvětvích v roce 2002 ukazuje z tab. 2.1. Největší spotřeba je v dopravě, převážně v leteckém průmyslu, kde jsou používány převážně slitiny AlMgSiCu, AlMgSc, AlMgLi a AlCuMg₂. Například letadlo A340 vážící asi 90 tun je tvořeno ze 2/3 slitinami Al. [2]

Tab. 2.1 Celosvětová spotřeba hliníku a jeho slitin v jednotlivých odvětvích v roce 2002. [2]

Odvětví	Spotřeba [%]
Doprava (letecká, lodní, železniční, automobilová)	59,1
Stavebnictví	18,4
Strojírenství	10,3
Elektrotechnický průmysl	7,2
Potravinářský průmysl	4,3
Ostatní	0,7

2.1 Vlastnosti čistého hliníku

Čistý hliník má stříbrošedou barvu v místě řezu, je specifický svou nízkou hustotou, výbornou elektrickou a tepelnou vodivostí, dobrou kujností, tažností a odolností vůči korozi díky vzniku 5 – 20 nm silné oxidické vrstvě Al_2O_3 . Obsah v zemské kůře dosahuje 7,47 hm. %. V čisté formě jej v přírodě nenajdeme, objevuje se asi ve 250 sloučeninách v různých minerálech. Mezi minerál obsahující největší podíl hliníku patří s obsahem Al 52,93 hm.% korund (Al_2O_3). Dále pak diaspor, boehmit, spinel, gibbsit, kyanit, andalusit, kaolinit, alunit a nefelín. [1,2,6]

Nejvýznamnější rudou pro těžbu na výrobu hliníku je bauxit. Ten se skládá z 52 % Al_2O_3 , 27 % Fe_2O_3 a 20,4 % H_2O . Slovo bauxit neodpovídá specifickému minerálu, nýbrž je definován jako hornina obsahující z hydroxidů hliníku zejména $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ a také příměsi ve formě silikátů, jílu, usazenin a hydroxidů železa. Světová těžba bauxitu dosáhla v roce 2012 přibližně hodnoty 258 milionů tun a v roce 2013 přibližně 259 milionů tun. Cena bauxitu metalurgické kvality v srpnu 2013 byla 368 \$/t. Ověřené světové zásoby činí asi 28 Gt, ale odhadují se na rozmezí 55 až 75 Gt. Ačkoliv odhadnout množství zásob není snadné, například v roce 1970 byly odhadovány celosvětové zásoby mědi na 280 Mt, v roce 2012 bylo odhadnuto asi 680 Mt i přesto, že mezitím bylo dalších 400 Mt vytěženo. [2,6,7,8]

Díky dobrému poměru mechanických vlastností vůči hustotě $\rho = 2,702 \text{ g/cm}^3$ má hliník rozsáhlé spektrum použití. Surový hliník o čistotě 99,5 % se získává elektrolytickou cestou. Pro zvláštní aplikace, lze elektrolytickou, nebo chemickou rafinací získat hliník o čistotě až 99,999 %. Tento vysoce čistý hliník vykazuje vlastnosti $R_m = 50 \text{ MPa}$, $R_{p0,2} = 22 \text{ MPa}$ a $A_5 = 60 \%$. Další nečistoty jako Fe, Si, Cu, Mn, Zn a Ti zvyšují pevnost hliníku za cenu snižování plasticity. Pro porovnání vlastností 99% Al jsou $R_m = 80 \text{ MPa}$, $R_{p0,2} = 30 \text{ MPa}$ a $A_5 = 35 \%$. Čistý hliník se vyznačuje vysokou elektrickou vodivostí a vzhledem k jeho nepřilíživým mechanickým vlastnostem se využívá převážně v elektrotechnice. Další vlastnosti hliníku jsou v tabulce 2.2. [2,4]

Tab. 2.2 Fyzikální vlastnosti čistého hliníku. [6]

Český název	Hliník
Mezinárodní název	Aluminium
Chemická značka	Al
Protonové číslo	13
Relativní atomová hmotnost	26,981539
Perioda	3
Skupina	III.A
Zařazení	Ostatní kovy
Rok objevu	1825
Teplota tání [°C]	660,37
Teplota varu [°C]	2519
Hustota při 20°C [g/cm ³]	2,702
Hustota při teplotě tání [g/cm ³]	2,375
Tepelná vodivost [W/m·K]	237
Elektrická vodivost [S/m]	37,7·10 ⁶
Modul pružnosti v tahu [GPa]	70

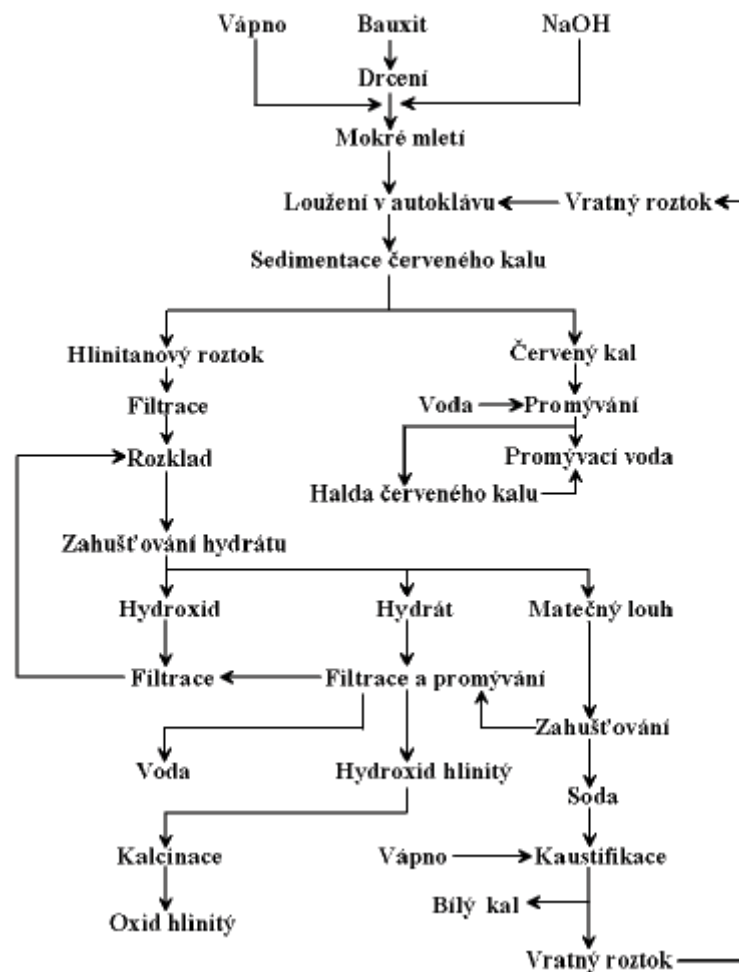
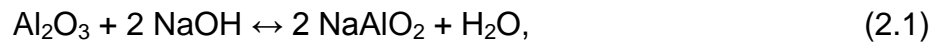
2.2 Výroba hliníku

V současné době je celosvětově nejrozšířenější metodou výroby hliníku Bayerova metoda. Jde o proces vynalezený rakouským chemikem Karlem Josefem Bayerem v 90. letech 19. století.

Vstupní surovinou je kvalitní bauxit s nízkým obsahem oxidu křemičitého (2-5 %). Základem procesu jsou dva Bayerovy objevy, První byl objev samovolného rozkladu roztoků hlinitanu sodného a vylučování hydroxidu hlinitého za přítomnosti katalyzátoru čerstvě vysráženého hydroxidu hlinitého Al(OH)₃. Druhý objev spočíval v tom, že oxid hlinitý, který je obsažen v bauxitu, je možné tlakově loužit působením hydroxidu sodného za vzniku hlinitanu sodného. Schéma metody je uvedeno na obr. 2.1. [2,9]

Touto metodou lze z 1 tuny bauxitu vyrobit 0,5 tuny aluminy, neboli oxidu hlinitého. Z aluminy získáme pomocí elektrolýzy až 50 % čistého hliníku. Tedy pro výrobu 1 tuny Al je za potřebí 4 tun bauxitu. [9]

Bayerův postup je uzavřený cyklus založený na chemické reakci:



Obr. 2.1 Schéma Bayerovi metody výroby oxidu hlinitého [2]

Jako druhá nejvíce rozšířená metoda výroby oxidu hlinitého figuruje spékací metoda. Ta patří k termickému zásaditému způsobu výroby a používá se při zpracování bauxitů s vyšším obsahem SiO₂, který není vhodný pro Bayerovu

metodu. Podstatou metody je spékání bauxitů se sodou a vápencem. Takto vznikne spečenec, který je dobře rozpustný ve vodě. Vyloužením spečence vznikne hlinitanový roztok, podobně jako u Bayerovy metody. [2]

Následnou elektrolýzou se Al_2O_3 se získá hliník běžně o čistotě 99,8 %, avšak lze získat i čistotu 99,999 až 99,99999 % Nejběžnějšími nečistotami jsou železo a křemík, dále pak hořčík, mangan, zinek, vanad a chrom. [10]

2.3 Značení hliníku a jeho slitin

Mezi nejběžněji používané způsoby značení hliníku a jeho slitin u nás patří:

a) Označování hliníku a slitin hliníku pro tváření podle ČSN EN 573-1 až 3

Tyto tři normy platí pro tvářené výrobky a ingoty určené ke tváření. Normy stanoví označování písmeny EN AW, po kterých následují čtyři číslice. Za číselné značení lze doplnit i chemické označení, např. EN AW-5052 [AlMg2.5]. Příklad číselného značení je v tabulce 2.3.

Tabulka 2.3 Číselné značení dle ČSN EN 573-1 až 3. [2]

Pořadové místo	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Znak	E	N		A	W	-	2	0	2	4

Na prvním místě v označování je předpona EN následovaná mezerou, písmeno A značí hliník a následující písmeno W určuje tvářené výrobky, spojovací čárka a čtyři číslice označující chemické složení. První číslo udává řadu slitin podle hlavních slitinových prvků. Skupiny slitin jsou uvedeny v tabulce 2.4. [2,6]

Tabulka 2.4 Řady slitin Al dle hlavních slitinových prvků. [2]

Řada	Hlavní slitinový prvek	Řada	Hlavní slitinový prvek
1000	Al minimálně 99,00% a více	5000	slitina AlMg
2000	slitina AlCu	6000	slitina AlMgSi
3000	slitina AlMn	7000	slitina AlZn
4000	slitina AlSi	8000	slitina Al s různými prvky

b) Označování slitin hliníku na odlitky podle ČSN EN 1706

Tato norma je platná pro odlitky a stanoví označování písmeny EN AC s následujícími pěti číslicemi. Číselné označení lze také doplnit o chemické označení, např. EN AC-21000 [AlCu4MgTi]. Příklad číselného značení je uveden v tabulce 2.5.

Tabulka 2.5 Číselné značení dle ČSN EN 1706.[2]

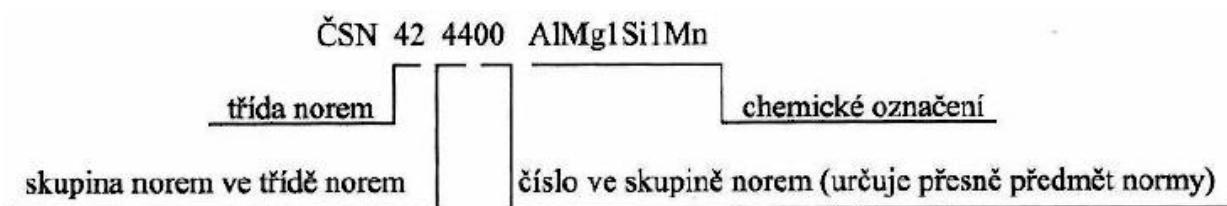
Pořadové místo	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Znak	E	N		A	C	-	2	1	0	0	0

Na prvním místě značení je předpona EN, následuje mezera, písmeno A značí hliník, písmeno C určuje odlitky, spojovací čárka a pět číslic označující chemické složení. První z pěti číslic udává skupinu slitin dle hlavních slitinových prvků stejně, jako u slitin pro tvářen. [2,6]

c) Označování hliníku a slitin hliníku dle ČSN

V ČSN normách jsou jednotlivé typy hliníku a jeho slitin označovány vždy samostatnou normou ČSN a šestimístným číslem.

Příklad označení:



- třída norem 42 udává hutnictví
- skupina norem ve třídě norem 40-45 uvádí, že se jedná o Al, nebo jeho slitiny na odlitky, nebo pro tvářené výrobky
- číselné značení lze opět doplnit chemickým označením [6]

2.4 Vliv prvků na mechanické a fyzikální vlastnosti

Bor má schopnost zjemňovat strukturu a u technicky čistého hliníku zvyšuje elektrickou vodivost v důsledku precipitace V, Ti, Cr, a Mo z tuhého roztoku α . Bor také zvyšuje schopnost hliníku zachytávat neutrony. [2,6]

Bismut v kombinaci s hliníkem slouží ke zlepšení mechanické obrobiteľnosti. [2,6]

Antimon zvyšuje odolnost vůči korozi, a to hlavně v mořské vodě. U slitin Al – Mg potlačuje náchylnost ke vzniku trhlin za tepla. Do slitin pro výrobu ložisek se přidává v množství 4 – 6 %. [2,6]

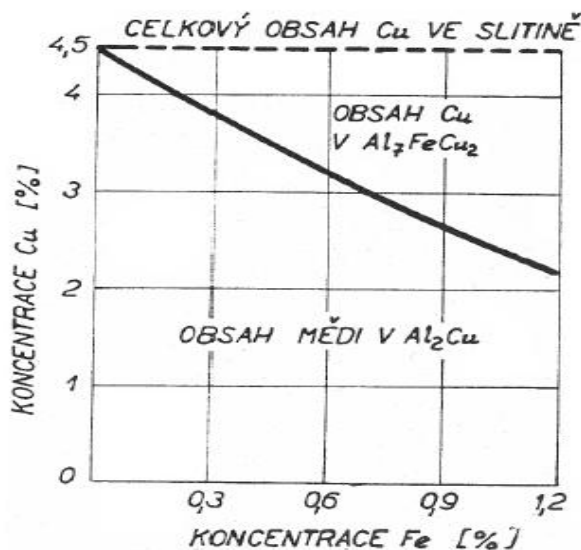
Chrom zvyšuje prokalitelnost vytvrditelných slitin. U slitin typu Al – Mg snižuje náchylnost k růstu zrn. U slitin typu Al – Mg – Si a Al – Mg – Zn ztěžuje proces rekystalizace. [2,6]

Měď je dodávána pro zvýšení pevnosti (proces vytvrzování). U technických slitin se nejčastěji dodává společně s Mg. Negativní vlastností mědi je výrazné snížení korozní odolnosti. [2,6]

Kobalt dokáže u některých slitin Al – Si s přítomností Fe zvýšit pevnostní i plastické vlastnosti, kterých je dosaženo transformací jehlicovité β fáze bohaté na Fe na kulovitou morfologii. [2,6]

Indium v malém množství (0,05 – 0,2 %) u slitin Al – Cu redukuje proces stárnutí při pokojové teplotě a zrychluje proces stárnutí za tepla. Stejný kladný vliv byl zjištěn i u slitin Al – Cd při množství In 0,03 - 0,5 %. [2,6]

Železo je nejčastější nežádoucí nečistotou v hliníku. Jeho rozpustnost v tuhém stavu je velmi nízká (okolo 0,04 %), proto se vyskytuje ve struktuře jako intermetalická sloučenina s Al, nebo v kombinaci s jinými prvky. U slitin typu Al – Cu je například tvořena intermetalická fáze Al_7FeCu_2 . Dochází k ochuzení tuhého roztoku α o měď, jak je vidět na obrázku 2.2, čímž dochází ke snížení pevnostních vlastností. V případě disperzně vyloučených částic bohatých na Fe blokuje růst zrna. U slitin typu Al – Cu – Ni přítomnost Fe zvyšuje pevnostní vlastnosti za zvýšených teplot a creepu. [2,6]



Obr. 2.2 Snížení obsahu mědi vlivem působení železa [2]

Olovo se dodává pro zlepšení mechanické obrobiteľnosti. U slitin typu Al – Cu – Mg může být příčinou vzniku trhlin za tepla důsledkem segregace v průběhu krystalizace. [2,6]

Lithium se přidává např. u slitin typu Al – Cu – Mg – Li, kde díky přítomnosti koherentních precipitátů LiAl_3 jsou vysoké pevnostní vlastnosti i modul E. Lithium je díky své nízké hustotě používáno pro superlehké slitiny. [2,6]

Hořčík je hlavní legující prvek u Al slitin řady 5xxx. Pokud dojde k vyloučení precipitátů typu Mg_5Al_3 , nebo Mg_5Al_8 na hranicích zrn, hrozí, že slitina se stane náchylnou k interkrystalické korozi a interkystalickému porušení. Dále je běžně používán jako legující prvek pro Al slitiny řady 2xxx (Al – Cu – Mg) a 6xxx (Al – Mg – Si), kde působí pozitivně na zvýšení pevnostních vlastností. [2,6]

Mangan je hlavním legujícím prvkem Al slitin řady 3xxx. Zvyšuje pevnostní vlastnosti, teploty rekystalizace a zjemňuje zrno. V případě jeho vyloučení ve formě disperzních precipitátů také blokuje růst zrn. Dále zvyšuje citlivost ke kalení a potlačuje vyloučení Fe v destičkovitém tvaru a vytvoření intermetalické fáze $(\text{Fe},\text{Mn})\text{Al}_6$. [2,6]

Stříbro jako legující prvek u Al slitiny výrazně zlepšuje odolnost proti korozi za napětí, a to převážně u slitiny Al – Zn – Mg. Zároveň při obsahu 0,1 – 0,6 % zvyšuje pevnostní vlastnosti. [2,6]

Nikl je u slitin Al – Cu a Al – Si dodáván ke zvýšení pevnostních vlastností za vyšších teplot. Má schopnost snižovat koeficient teplotní roztažnosti a zlepšuje odolnost proti korozi. Díky své vysoké schopnosti absorbovat neutrony nachází využití u slitin pro jadernou energetiku. [2,6]

Křemík je hlavním legujícím prvkem pro slévárenské slitiny Al – Si. Slitiny řady 6xxx jsou díky fázi Mg_2Si schopny vytvrzení. [2,6]

Cín je hlavní legurou pro ložiskové slitiny Al – Sn. Jako legující prvek ve velmi malém množství (0,05 %) zvyšuje u slitin typu Al – Cu citlivost na stárnutí za vyšších teplot, čímž pomáhá k urychlení procesu umělého stárnutí a zvyšuje pevnostní vlastnosti. Při obsahu vyšším, než je 0,05 % však působí negativně náchylností na vznik trhlin za tepla u slitin typu Al – Cu a snižuje korozní odolnost. [2,6]

Zinek je hlavní legurou pro tepelně zpracovatelné slitiny řady 7xxx. Společně s hořčíkem vytváří intermetalickou fázi $MgZn_2$. [2,6]

Zirkon se přidává v množství 0,1 – 0,3 % a vytváří jemné precipitáty blokující procesy zotavení a rekystalizace. U slitin typu Al – Zn – Mg se přidává ke zjemnění struktury u odlitků. [2,6]

2.5 Hliníkové slitiny

První slitina hliníku vhodná pro strojírenské účely byla vyvinuta v roce 1906 na bázi Al-Cu-Mg-Mn a stala se základem pro vytvrditelné slitiny. Dnes jsou nejrozšířenějšími slitinami slitiny typu Al-Si, Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Cu-Mg-Si, Al-Zn-Mg-Cu a Al-Li-X (kde X = Cu, Mg, Zr, Sc). Mezi velice perspektivní skupinu hliníkových slitin patří takzvané superlehké slitiny. U těchto slitin je jako přídavný prvek volen ten, jehož hustota je menší, než hustota hliníku. Jedná se o slitiny Al-Mg, Al-Mg-Li, a Al-Li-X. [4]

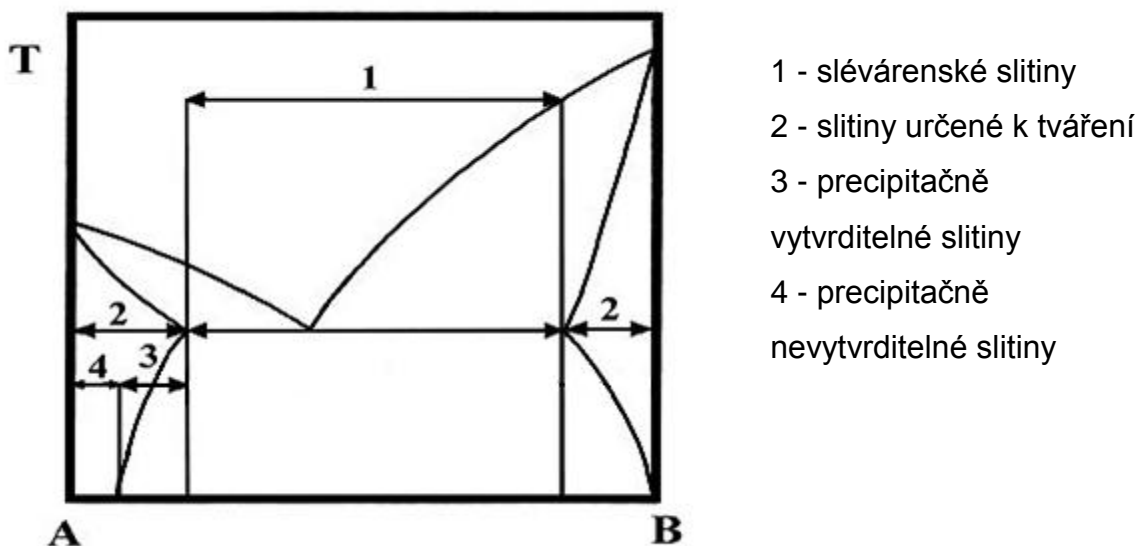
Všechny slitiny hliníku můžeme rozdělit do 4 skupin:

- tvářené slitiny hliníku určené pro polotovary (desky, trubky, válcované profily) k dalším tvářecím operacím. Tato skupina se ještě dělí na:
 - slitiny tepelné nezpracovatelné (nevytvrditelné)
 - slitiny tepelně zpracovatelné (vytvrditelné)
- slévárenské slitiny hliníku určené slévárnám
- pěnový hliník a jeho slitiny
- slitiny hliníku pro práškovou metalurgii [4]

2.6 Rozdělení slitin hliníku podle rovnovážného diagramu

Slitiny hliníku můžeme rozdělit podle rovnovážného diagramu (obr. 2.3) na slitiny:

- vhodné k tváření, které se dále dělí na:
 - slitiny tepelné nevytvrditelné
 - slitiny tepelně vytvrditelné
- slévárenské slitiny vhodné ke slévání.



Obr. 2.3 Rozdělení slitiny hliníku podle rovnovážného diagramu [2]

Mechanické vlastnosti nejpoužívanějších slitin hliníku pro tváření jsou patrné z tabulky 2.6.

Tabulka 2.6 Nejvýznamnější tvářené slitiny Al, jejich typické zpracování a vlastnosti. [11]

Typ slitiny	Stav	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₁₀ [%]
AlMn1	měkký	-	110 až 150	20
	polotvrdý	100 až 130	150 až 170	6 až 10
	tvrdý	130 až 180	190 až 220	3 až 5
AlMg5	měkký	-	250 až 280	16
	tvrdý	300	340	3
AlMg1Si1	lisovaný za tepla	40	100 až 150	16
	uměle stárnutý a rekrytalizovaný	220	300	8
AlCu4Mg1	lisovaný za tepla	150	300	10
	přirozeně stárnutý a rekrytalizovaný	280 až 340	430	10
	přirozeně stárnutý a nerekrystalizovaný	až 500	až 600	8
AlZn6Mg2Cu	lisovaný za tepla	180	330	9
	uměle stárnutý a rekrytalizovaný	440	540	5
	přirozeně stárnutý a nerekrystalizovaný	až 600	až 720	5
AlCu3Li2MgZr	uměle stárnutý	590 až 625	590 až 655	5

a) Nevytvrditelné slitiny hliníku

Do této skupiny se zařazují slitiny na bázi Al – Mn a Al – Mg. Skupina slitin Al – Mg lze vytvrzovat, ale pro precipitační efekt tak malý, že z ekonomického hlediska se jeví jako nevýhodný, řadíme tuto skupinu do nevytvrditelných slitin. Tyto slitiny se vyznačují velmi dobrou korozní odolností, ale také nízkou pevností. [11,14]

- **Slitiny Al – Mn**

Z této slitiny našla průmyslové využití pouze slitina AlMn1, z které se vyrábí plechy a pásy s dobrou tvařitelností, korozní odolností a svařitelností. Hlavní oblast použití je potravinářský a chemický průmysl, kde se z této slitiny vyrábí různé nádoby, kryty apod. Ve stavu tvrdém je R_m = 200 MPa, ale tažnosti se dosahuje pouze A₁₀ = 4 %. [11,14]

- **Slitiny Al – Mg**

Slitiny s obsahem hořčíku 2, 3, 5 a 6 %. Při obsahu hořčíku větším než 6 % mají slitiny již sklon k interkrystalické korozi a interkrystalickému porušení. Tyto slitiny se dobře leští, eloxují, svařují a jejich uplatnění je hlavně v chemickém a potravinářském průmyslu. Z plechů ze slitiny AlMg₂ se vyrábí např. nápojové plechovky. Slitina AlMg₅ dokonce již splňuje požadavky pro použití na karoserie automobilů. Slitina AlMg_{4,5}Mn₁ má velmi dobrou korozní odolnost, a to i v mořské vodě, proto se používá při výrobě lodí. [11,14]

- b) Vytvrditelné slitiny hliníku**

Vytvrditelné slitiny hliníku se dají rozdělit podle pevnostních charakteristik do dvou skupin na:

- **slitiny s nízkou či střední pevností:**

- **Al – Mg – Si**

U nás se používají dva typy těchto slitin. S obsahem Mg a Si 0,5 %, nebo 1 %. Obě slitiny vynikají dobrou tvařitelností za tepla, jsou snadno svařitelné a dobře se eloxují. Nejsou příliš citlivé na rychlost ochlazování, proto je možné je při tepelném zpracování ochlazovat z teploty rozpouštěcího žíhání na vzduchu. Pro slitiny s obsahem 0,5 % Mg a Si se aplikujeme pouze přirozené stárnutí. Pro slitiny s obsahem 1 % těchto prvků lze použít stárnutí i umělé. [11,14]

- **Al – Zn – Mg**

Vlastnosti slitiny AlZn₄Mg₁ jsou podobné, jako slitiny AlMgSi. Patří sem tedy dobrá svařitelnost, eloxovatelnost, tvařitelnost za tepla a malá citlivost na rychlost ochlazování. [11,14]

Díky velmi dobré tvařitelnosti za tepla obou typů slitin se používají k výrobě tvarově složitých výlisků sloužících např. jako chladící žebra u elektromotorů. V poslední době se z těchto slitin vyrábějí velké lisované profily pro stavbu vagónů, korby nákladních automobilů apod. [11,14]

- **slitiny s vysokou pevností:**

- **Al – Cu – Mg**

Slitiny tohoto typu jsou známé pod komerčním názvem jako duraly. Ve srovnání s předchozími slitinami mají duraly horší tvařitelnost za tepla, která se ještě více snižuje s rostoucím obsahem legujících prvků. Další velkou roli hraje poměr Mg:Si. Pokud je tento poměr větší než 1,73, slitiny mají schopnost přirozeného stárnutí. Pokud je poměr menší než 1,73, uplatňuje se stárnutí umělé. Díky vysokým pevnostním charakteristikám (poměru pevnosti k měrné hmotnosti) nachází tyto slitiny přednostně uplatnění pro výrobu konstrukcí letadel a částí automobilových karosérií. Nevýhodou těchto slitin je špatná korozní odolnost, proto je nutné aplikovat speciální povrchové úpravy (lisované profily), nebo plátování hliníkem o čistotě 99,5 % (plechy).

Přidáním niklu k této slitině se zvýší odolnost vůči teplotě a slitiny je pak možné použít k výrobě pístů, hlav válců apod. [11,14]

- **Al – Zn – Mg – Cu**

Slitina AlZn6Mg2Cu je nejpevnější vytvrzovatelná slitina hliníku, kde můžeme získat pevnost R_m větší než 700 MPa umělým stárnutím. Slitina se tepelně mechanicky zpracovává tak, že po rozpouštěcím žihání se uplatňuje kombinace přirozeného a umělého stárnutí s přidáním plastické deformace. Rozlišují se tři stavy zpracování:

- T6 = nejvyšší pevnost, špatná houževnatost, špatná korozní odolnost
- T76 = střední pevnost, zlepšená houževnatosti i korozní odolnost
- T73 = nízká pevnost, nižší houževnatost, dobrá korozní odolnost [11,14]

2.6.1 Slévárenské slitiny hliníku

Slitiny hliníku určené pro odlévání mají v porovnání se slitinami pro tváření větší obsah legujících prvků, jsou heterogenní a v jejich struktuře se objevuje eutektikum. V porovnání jsou méně tvárné a jejich tvárnost klesá se zvyšujícím se obsahem eutektika, zvláště při vyšších teplotách. Na druhou stranu jejich slévárenské vlastnosti, jako jsou dobrá zabíhavost, malý sklon k tvorbě za tepla

a malá náchylnost k tvorbě staženin jsou určujícími faktory pro jejich použití. Mechanické vlastnosti slévárenských slitin jsou závislé nejen na chemickém složení, ale také na technologii odlévání. Mechanické vlastnosti nejběžnějších slévárenských slitin hliníku jsou patrné z tabulky 2.7. [11,14]

Tabulka 2.7 Vlastnosti vybraných slévárenských slitin hliníku. [11]

Typ slitiny	Stav	R _m [MPa]	A ₁₀ [%]
AlSi7Mg	P, K, T	160 až 210	2
AlSi12Mn	P, K, T	140 až 240	2 až 4
AlMg10SiCa	T	240	1
AlCu4Ni2Mg	P, K	160 až 240	0,5

Pozn.: P = odlito do písku; K = odlito do kokil; T = tepelně zpracováno

- **Al – Si**

Slitiny, které dobře vyplňují formu, málo se smršťují, mají dobrou zabíhavost a malou náchylnost ke tvorbě trhlin za tepla. V převážné většině případů je nutno takovou slitinu modifikovat (očkovat např. sodíkem). Tím se zlepší její mechanické vlastnosti. [11,14]

- **Al – Mg**

Slitiny na bázi Al – Mg patří mezi nejlepší slévárenské slitiny. Mechanické vlastnosti má dobré a korozní odolnost je také vysoká. Méně příznivě však na ně působí proces stárnutí za vyšších teplot, kdy sice dochází ke zlepšení mechanické pevnosti, ale zároveň se snižuje jejich houževnatost. [11,14]

- **Al – Cu**

Slitiny vyznačující se dobrou odolností proti opotřebení. Legováním niklem získáme slitiny vhodné pro odlitky pracující za zvýšených teplot. S touto slitinou se můžeme setkat v automobilovém průmyslu. [11,14]

- **Al – Zn**

Slitiny na bázi Al – Zn s přísadou dalších několika legujících prvků (Cu, Mg, Si) se vyznačují dobrou slévateľností, snadným tepelným zpracováním a dobrými mechanickými vlastnostmi. [11,14]

2.7 Tepelné zpracování hliníku a jeho slitin

Ve smyslu ČSN 42 0056 definujeme tepelné zpracování hliníku a jeho slitin jako pochod, při kterém je výrobek či jeho část v tuhém stavu podroben jednomu či více žíhacím cyklům za účelem dosažení požadované struktury a vlastností.

Žíhací cyklus lze definovat jako změnu teploty výrobku v určitém rozmezí v závislosti na čase.

Účelem tepelného zpracování hliníkových slitin je dosáhnout určitý nerovnovážený stav struktury, který zajišťuje požadované vlastnosti výrobku. Lze jej rozdělit do dvou skupin na [2]:

- žíhání
- vytvrzování

2.7.1 Způsoby žíhání hliníku a jeho slitin

Aplikované způsoby žíhání hliníku a jeho slitin jsou:

Rekrystalizační žíhání – pomocí tohoto tepelného zpracování se mění převážně u kovů tvářených za studena jejich původní deformovaná struktura na nově rekrystalizovanou. Dalším vlivem rekrystalizačního žíhání je snížení pevností a zvýšení plastických vlastností. Nejběžnější použité teploty se pohybují v rozmezí 250 – 500°C. Teplota je závislá na chemickém složení a na velikosti předcházející deformace za studena, kdy s rostoucí deformací klesá rekrystalizační teplota a velikost zrn. [2,6,12,15,16]

Stabilizační žíhání – slouží ke stabilizaci struktury, mechanických, fyzikálních, chemických vlastností a rozměrů výrobku. Aplikuje se většinou pro slitiny, které jsou v provozu vystaveny zvýšené teplotě. Teplota stabilizačního žíhání musí být vyšší, než je teplota provozní. Pohybuje se většinou v rozmezí 240 – 350°C. Se stabilizačním žíháním se nejčastěji setkáváme právě u odlitků. [2,6,12,15,16]

Žíhání ke snížení vnitřního pnutí – teplota tohoto žíhání je nižší, než teplota rekrystalizace. Pohybuje se obvykle v rozmezí 300 – 400°C. Jak název

napovídá, toto žíhání slouží ke snížení vnitřního pnutí, zejména po předešlých výrobních operacích. Po ohřevu a výdrži na teplotě následuje řízené ochlazování. [2,6,12,15,16]

Žíhání s částečnou rekrystalizací – se používá pro výrobky tvářené za studena a vede ke vzniku částečně rekrystalizované struktury. Rozmezí teplot se stejně jako u rekrystalizačního žíhání, tedy 250 – 500°C, pouze doba výdrže na teplotě se volí kratší, aby se zabránilo úplné rekrystalizaci. [2,5,12,15,16]

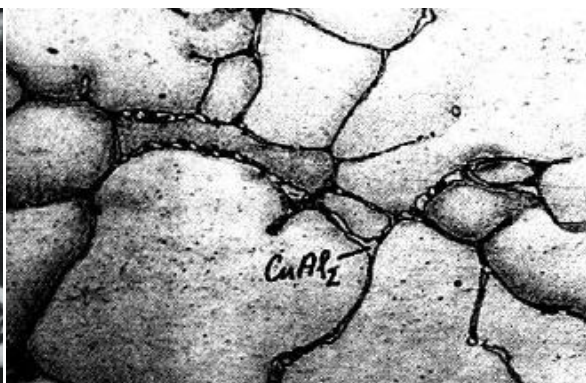
Homogenizace – tepelné zpracování sloužící k odstranění, nebo snížení chemické heterogenity difuzními procesy. Teplota homogenizace jsou vysoké a pohybují v blízkosti teploty solidu. Délka doby žíhání závisí na chemickém složení slitiny a její struktury. Z časového hlediska jde o nejvíce náročné tepelné zpracování v procesu výroby. Používá se především u slitin typu Al – Cu – Mg, Al – Mg – Si a Al – Zn – Mg, u kterých se při rekrystalizaci nedosáhne rovnovážné struktury. Příčinami jsou [2,6,12,15,16]:

- nerovnovážné eutektikum, např. u slitiny typu EN AW-2024 je vidět na obr. 2.4a
- nerovnovážné intermetalické fáze, které lze homogenizací přivést do tuhého roztoku α , např. CuAl_2 je vidět na obr. 2.4b
- rovnovážné intermetalické fáze, které nelze homogenizací přivést do tuhého roztoku α , např. FeAl_3
- přesycený tuhý roztok α

a)



b)



Obr. 2.4 a) Eutektikum slitiny EN AW-2024, zv. 1000x [2],

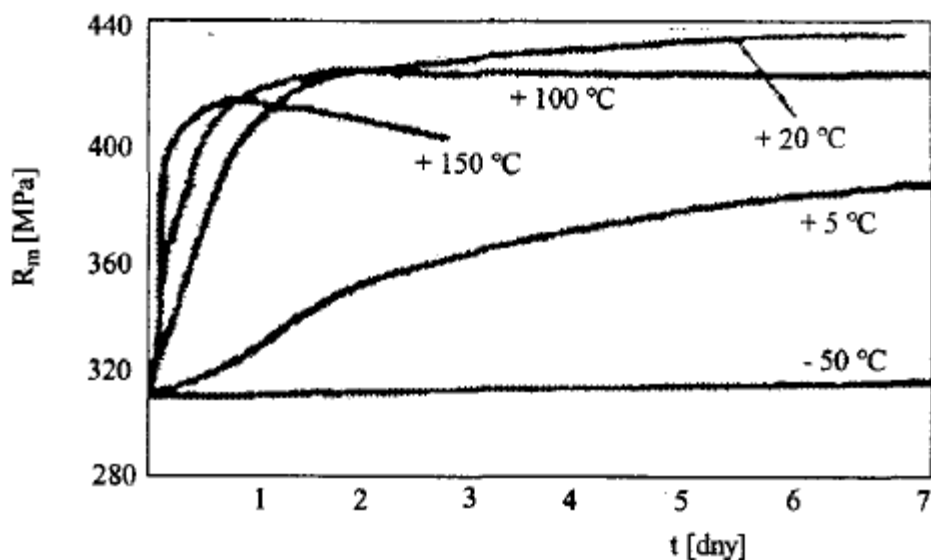
b) Litý stav (AlCu4Mg1), zv. 250x [6]

2.7.2 Precipitační zpevnění (vytvrzování) hliníkových slitin

Vytvrzováním se dají ovlivňovat mechanické, technologické a fyzikální vlastnosti materiálu ve značném měřítku. Aby slitina byla schopná vytvrzení, musí být splněna podmínka existence výrazné změny rozpustnosti legujících prvků v závislosti na teplotě. Změna rozpustnosti v tuhém roztoku α je základním předpokladem pro vznik přesyceného tuhého roztoku α . Vytvrzováním je možné ovlivnit v poměrně velkém rozsahu mechanické, technologické i fyzikální vlastnosti slitin.

Vytvrzování se skládá ze dvou na sebe navazujících technologických úkonů. Oba tyto úkony do značné míry ovlivňují konečný výsledek. Jedná se o:

- **rozpouštěcí žihání** – se skládá z ohřevu na vhodnou rozpouštěcí teplotu, výdrže na této teplotě a rychlého ochlazení kritickou, nebo nadkritickou rychlostí tak, aby došlo k vytvoření přesyceného tuhého roztoku α . Doba výdrže na teplotě rozpouštěcího žihání slouží k převedení intermetalických fází (např. CuAl_2 , Mg_2Si) do tuhého roztoku. Kritická rychlost ochlazování je nejmenší možná rychlost ochlazování, kdy nenastává rozpad přesyceného tuhého roztoku.
- **stárnutí** – je proces, kdy dochází ke změně substruktury a díky tomu i ke změně mechanických, technologických i fyzikálních vlastností. Stárnutí se realizuje buď při pokojové teplotě (mluvíme o přirozeném stárnutí), nebo při zvýšené teplotě (mluvíme o umělém stárnutí). Vliv teploty na dobu stárnutí a mechanickou pevnost slitiny EN AW-2024 je patrný z obr. 2.5. U této slitiny se umělé stárnutí většinou neprovádí, slitina se nechává stárnout přirozeně obvykle po dobu nejméně tří dní. [2,6,12,15,16]



Obr. 2.5 Efekt teploty stárnutí na pevnost slitiny EN AW-2024 [4]

2.8 Koroze a odolnost proti korozi

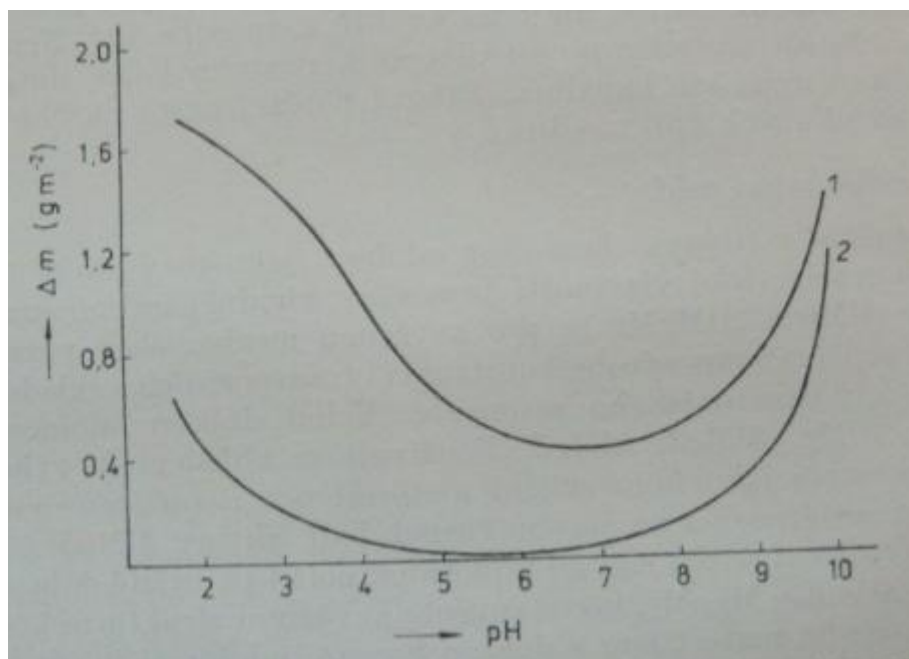
Koroze kovů, neboli znehodnocování kovových materiálů chemickým, či fyzikálně chemickým účinkem okolního prostředí závažným problémem v celém světě. Přírodní korozní prostředí, jako je voda, půda a atmosféra, jsou znečišťovány průmyslovou činností, čímž korozní agresivita stoupá. Současně také stoupají nároky na bezporuchovost a spolehlivost strojírenských výrobků, protože narušení jejich funkce korozi může mít vážné následky na životní prostředí i ztráty na životech. [13]

Odhady provedené některými průmyslově vyspělými státy se většinou shodují, že celkové ztráty způsobené korozi jsou asi 3 – 4 % hrubého národního produktu. Proto se také korozní odolnost výrobků stále častěji uplatňuje jako kritériem při hodnocení jejich jakosti. [13]

2.8.1 Hlavní činitele koroze

Koroze hliníku a jeho slitin je závislá především na stabilitě ochranné pasivační vrstvy. Vrstva oxidů je poměrně snadno rozpustná v kyselé i alkalické oblasti, zatímco v neutrální oblasti je nerozpustná. Závislost korozního úbytku hliníku na hodnotě pH je patrná z obrázku 2.6. V kyselé oblasti vznikají rozpustné soli. V alkalické oblasti rozpustné hlinitaný či komplexní sloučeniny.

Oblast minimální koroze pro hliník je v rozmezí pH 5,5 – 8,5 s minimem okolo hodnoty pH 6,5. [13]



Obr. 2.6 Hmotnostní úbytek Al za dva dny v závislosti na pH. 1 – nad roztokem vzduch, 2 – nad roztokem dusík [13]

2.9 Koroze hliníku a jeho slitin

Hliník je prvkem velmi reaktivním a lehce oxidovatelným, přesto se často chová jako korozně stálý kov, a to díky ochrannému účinku pasivační vrstvy. Její vlastnosti a odolnost jsou často rozhodující pro praktické použití hliníků a jeho slitin. Povrch hliníku se působením suchého vzduchu opatří během několika minut oxidickou vrstvou Al_2O_3 o tloušťce 10^{-10}m . Tato vrstva se i nadále zvětšuje a vytváří pasivační vrstvu zpomalující další proces koroze. Tloušťka oxidické vrstvy se obvykle pohybuje v rozmezí 10^{-10}m až 10^{-6}m a je přímo závislá na podmínkách prostředí (přítomnost aniontů, kationtů, teplota, pH) Ochrannou vrstvu lze zvýšit eloxováním, čímž povrch získá nejen lepší korozi odolnost, ale také vyšší tvrdost. [2,13]

Vliv příměsí na korozi stálost čistého hliníku je závislá především na prostředí, proto se jednotlivé prvky nedají seřadit podle škodlivosti. Obecně

platí, že korozní odolnost se stoupající čistotou hliníku roste. Např. měď a zinek výrazně snižují korozní odolnost vůči mořské vodě, zatímco železo jen málo. Naopak hliník s obsahem mědi není v kyselině chlorovodíkové napadán silněji, než hliník s obsahem železa. Chemická odolnost hliníku a jeho slitin pro chemické reakce ve vodě a na vzduchu je uvedena v tab. 2.8, kde nejvyšší chemickou odolnost dosahuje čistý Al a nejnižší slitina typu Al-Cu. [2,13]

Tab. 2.8 Chemická odolnost Al a jeho slitin pro chemické reakce ve vodě a na vzduchu. [2]

1	2	3	4	5	6	7	8	9
Al	Al-Mn	Al-Mg	Al-Mg-Si	Al-Si	Al-Zn-Mg	Al-Zn-Mg-Cu	Al-Cu-Mg	Al-Cu

Z tab. 2.8 je patrné, že z korozního hlediska je u slitin hliníku rozhodující obsah mědi. Proto je můžeme rozdělit do dvou skupin na:

- **Slitiny neobsahující měď** – mají prakticky stejnou chemickou odolnost jako čistý hliník Al 99,5. S ohledem na lepší mechanické vlastnosti jsou však vhodnějším konstrukčním materiálem. Např. slitiny AlMn a AlMgMn se používají pro skladovací nádoby potravinářského i chemického průmyslu. Slitiny AlMg, AlMg3 a AlMg5 se používají k výrobě konstrukcí pro různě agresivní podmínky, především atmosférické, a na stavbu říčních lodí. Ve zvláštních případech, kdy hrozí nebezpečí vzniku důlkové koroze, se používá plátování méně ušlechtilou slitinou. Plátování má za úkol elektrochemicky ochránit základní materiál před pronikáním koroze do hloubky. Např. slitiny AlMg3 a AlMgMn se plátují slitinou AlZn1. [13]
- **Slitiny obsahující měď** – jako jsou např. AlCuMg a AlZnMgCu jsou méně odolné v agresivním prostředí obsahujících chloridy, stejně tak i v průmyslové atmosféře. Proto se při vysokých nárocích na chemickou odolnost slitina typu AlCuMg mající vysokou pevnost plátuje čistým hliníkem. Na slitinu AlZnMgCu se používá jako plátování slitina AlZn1. Lité slitiny obsahující měď mají také nižší odolnost vůči korozi, ale

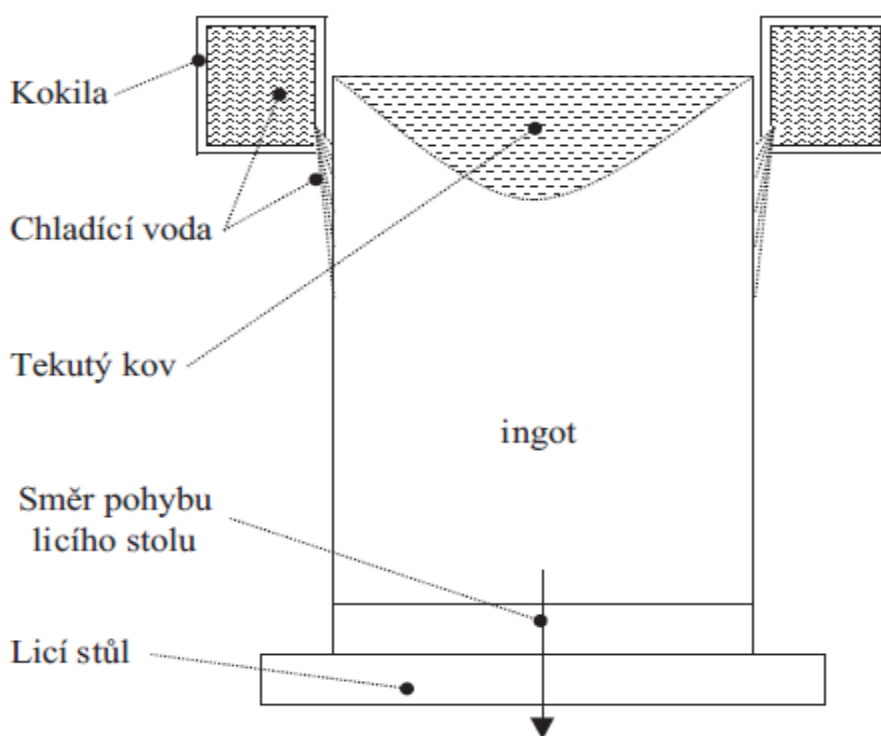
vzhledem k větší tloušťce stěn u výrobků připravených litím bývá korozní napadení ještě snesitelné, zejména jedná-li se součásti vystavené pouze atmosféře. [13]

Pro zvyšování odolnosti proti korozi Al slitin se využívají i technologie plátování slitin čistými prvky, v našem případě Al.

2.10 Výroba plátovaných plechů ze slitiny Al 2024

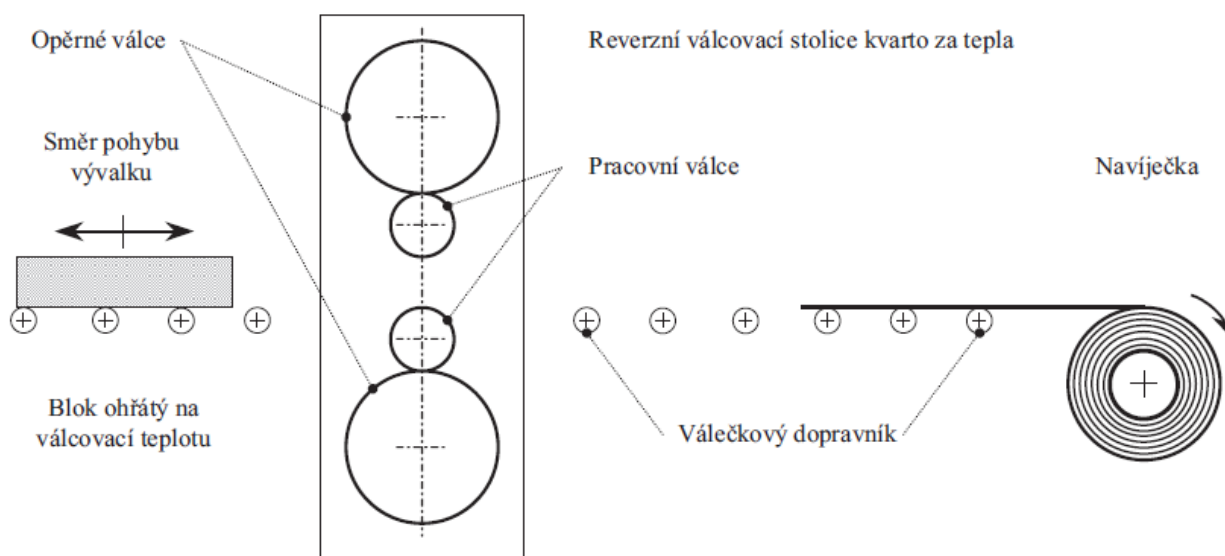
Pro výrobu plechů se zpravidla používá pás o tloušťce 3 až 8 mm vyrobený válcováním za tepla, nebo plynulým/polo-plynulým litím.

Polo-plynulé lití ingotu – výchozím polotovarem pro válcování za tepla je obdélníkový ingot odléváný polopropustným způsobem do vodou chlazené kokily prstencovitého tvaru. Schéma výroby je zobrazuje obr. 2.7. Zvláštní pozornost je při výrobě věnovaná kvalitě taveniny. Před litím se provádí se odplynění ke snížení množství vodíku a filtrace pro odstranění vměstků. [2]



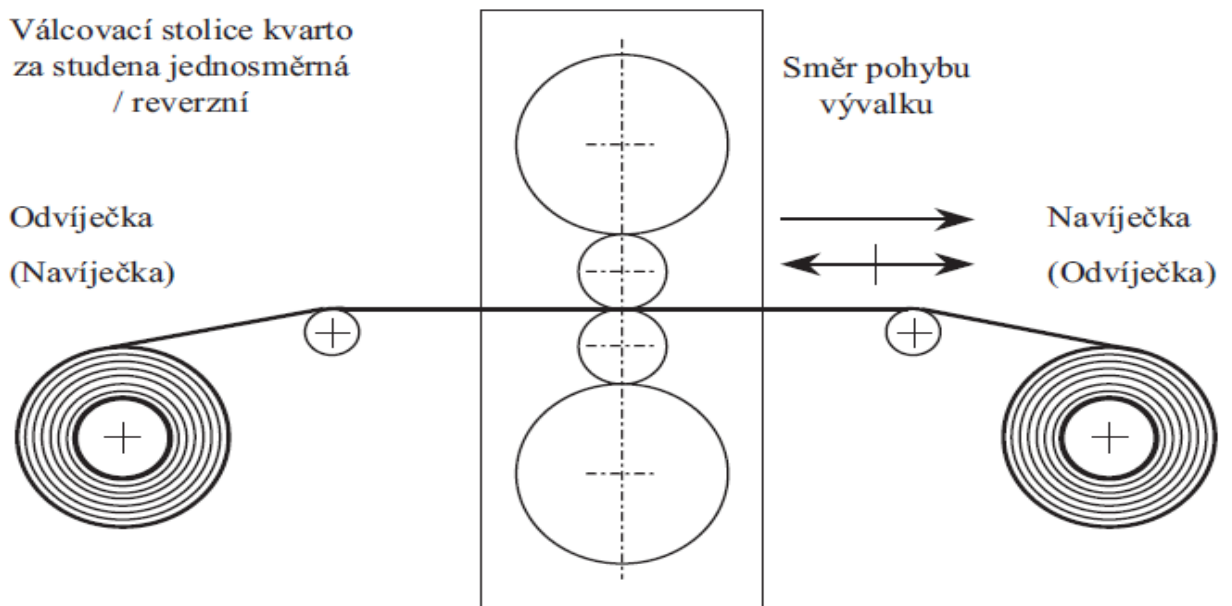
Obr. 2.7 Polo-plynulé lití ingotu [2]

Po odlití ingotu následuje válcování za tepla. Ingoty jsou ohřáté v peci na teplotu nad hranicí rekrytalizace, pro dosažení lepší plastičtějšího materiálu a během tváření dochází pouze k minimálnímu zpevnění. Ohřáté bloky jsou válcovány reverzním způsobem s postupnými tloušťkovými úběry. Takto vyrobený pás je navinut do podoby svitku, kde po vychladnutí slouží jako polotovár pro válcování za studena. Schéma válcování za tepla je patrné z obr. 2.8. [2]



Obr. 2.8 Schéma válcování za tepla [2]

Válcování za studena slouží pro vytvoření konečné tloušťky výrobku. Materiál je většinou postupně redukován několika úběry v závislosti na druhu slitiny (hodnoty úběru se pohybují v rozmezí 20 – 50 %). Pro válcování se nejčastěji používají reverzní kvarto stolice s dvojicemi opěrných válců (pro hmotnost vývalků do 5 tun), nebo jednosměrné. Parametry při válcování, které ovlivňují výslednou strukturu a vlastnosti povrchu jsou rozměry, tlaková síla, kroutící moment, velikost zadního tahu a způsob nástřiku válcovacího oleje, který plní funkci mazání a chlazení válců. Chlazení slouží k odvodu tepla, které vzniká mechanickou deformací. Schéma válcování za studena ukazuje obr. 2.9. [2]



Obr. 2.9 Schéma válcování za studena – válcovací stolice kvarto [2]

Nanášení plátované vrstvy se provádí zejména za účelem zlepšení korozní a chemické odolnosti. Používají se dva způsoby:

- Plát v podobě tenkého plechu je vykartáčován a vymořen. Následně položen na dobře očištěný podklad (plátovaný předmět). Podklad s plátem se spolu předehřejí a poté dojde válcováním za tepla (380-450°C) ke spojení.
- Na podklad se nalije roztavený plátovací kov, nebo je plátovaný předmět do něj namočen. [17]

2.11 Difúze

Difúzi lze definovat jako samovolné pronikání molekul z oblasti vyšší koncentrace do oblasti s nižší koncentrací vlivem tepelného pohybu částic a jejich srážek. Jde o přenos částic látky i vakancí vzhledem k sousedním částicím. Difúze probíhá ve všech skupenstvích s tím, že nejrychleji v plynném a nejpomaleji v pevném, avšak pouze v pevné fázi dochází jako v jediné

k přenosu hmoty. Rychlost difúze je popsána Fickovými zákony a její mírou je difúzní součinitel. Difúze je nevratným dějem, při kterém vzrůstá entropie. Difúzi se uskutečňují veškeré mezifázové procesy, jako je vznik roztoků, absorpce plynů, apod. V metalurgii je difúze jeden z nejdůležitějších dějů během tuhnutí kovů a slitin. Také při jejich následném tepelném a chemicko-tepelném zpracování. [18,19]

Difúze v kovech probíhá tak, že atomy difundujícího prvku vnikají do mřížky jiného kovu do polohy mimo mřížku, nebo do vzniklého volného místa. Vniknutí nového prvku do struktury jiného kovu závisí zejména na vzájemném poměru velikostí atomů. Prvek s malými atomy snáze vniká do mřížky kovu s velkými atomy. Například difúze uhlíku a dusíku do železa. [18,19]

Difúze prvku A do B probíhá pouze za předpokladu, že prvky spolu tvoří tuhý roztok. Při spojení difunduje prvek A do kovu B rozdílnou rychlostí, než prvek B do kovu A. Rozdíl rychlosti obou difúzních toků je vyrovnán tokem, což se projeví jako posunutí původní roviny styku. [18,19]

Rovnice difúze

Předpokládejme, že směr koncentračního gradientu je rovnoběžný s osu x , pak tok prvku A (I_A) v čase t a ve směru x jednotkovou plochu kolmou na tento směr lze definovat vztahem (2.2)

$$I_A = -D_A \left(\frac{\partial c_A}{\partial x} \right)_t, \quad (2.2)$$

kde c_A je koncentrace prvku A, D_A je difúzním součinitelem v $\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ (za předpokladu, že ostatní veličiny jsou vyjádřeny v soustavě cm, g, s). Tento vztah je znám jako Fickův I. zákon. Tento zákon ověřuje skutečnost, že tok se zmenšuje až k nule, jakmile se přiblížíme k homogennímu stavu. Difúzní tok vyjadřujeme ve všech třech základních směrech soustavy dle rovnice (2.2) nebo vektorově dle rovnice (2.3). [20]

$$I = -D \cdot \text{grad } c, \quad (2.3)$$

Z podmínky zachování celkového množství atomů difundovaného prvku A můžeme vyjádřit časovou změnu koncentrace na zvolené ploše, nebo v místě za použití II. Fickova zákona vyjádřeného rovnicí (2.4), ve směru osy x platí.
[20]

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right), \quad (2.4)$$

Fickův II. zákon v případě, že D nezávisí na poloze atomu v mřížce a jeho vztahu k difúznímu směru a není funkcí koncentrace je uveden v rovnici (2.5).
[20]

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \right) \text{ resp. } \frac{\partial c}{\partial t} = \text{div} (D \text{ grad } c), \quad (2.5)$$

V rovnici (2.6) je znázorněna závislost difúzního součinitele D na teplotě T ,

$$D = D_0 \exp \left(-\frac{Q}{kT} \right), \quad (2.6)$$

kde D_0 je frekvenční faktor, Q značí aktivační energii difúze a k je Boltzmannova konstanta. D_0 a Q nejsou závislé na teplotě a určíme je graficky nebo početně. [20]

Rozpad přesyceného tuhého roztoku je složitým dějem, jeho průběh závisí především na teplotě. Mechanismus vytvrzování slitin je velmi podobný. Např. u slitiny Al-Cu probíhá rozpad přesyceného tuhého roztoku za vyšších teplot způsobem:

Přesycený tuhý roztok obsahuje pásma bohatá na Cu (nazýváme Guinier-Prestonovo pásmo I), pásmo bohaté na Cu s jiným uspořádáním atomů (nazýváme Guinier-Prestonovo pásmo II) a mezifáze β' stabilní fáze $\beta \equiv (\text{CuAl}_2)$. V jednom materiálu se často vyskytuje hned několik přechodných struktur. [21]

Pásma bohatá na měď (G-P pásma) vznikají při stárnutí a tvoří se z atomů mědi, které se nashromáždí v určitých krystalografických rovinách. Rovnoměrné rozložení mědi se mění na nerovnoměrné. Atomy mědi difundují na určitá místa mřížky, v kterých dochází k obohacení. Atomy legujících prvků mají jiné rozměry než atomy základního hliníku, čímž dochází k napětovému stavu a deformaci krystalické mřížky, která se projevuje vyšší pevností. Síly potřebné pro vyvolání skluzů v takto deformované mřížce se zvyšují. U vytvrzitelných slitin Al-Cu-Mg jsou poměry ještě složitější, protože se vytvrzování zúčastňují také další legující prvky. [21]

2.12 Elektronová mikroskopie

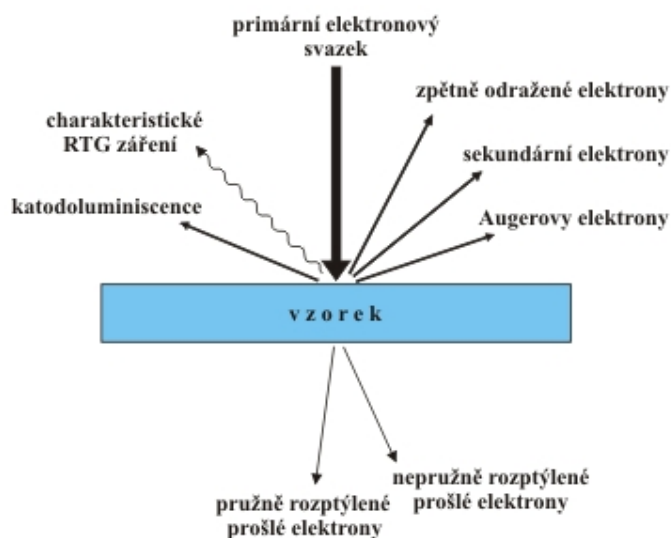
V diplomové práci musí být využita elektronová mikroskopie vzhledem na strukturní změny, které probíhají po precipitaci a technologii plátování.

Elektronová mikroskopie využívá pro zobrazení svazek elektronů, s jehož pomocí je díky malé vlnové délce je umožněna vysoká rozlišovací schopnost. Pro studium struktury kovových povrchů lze elektronovou mikroskopií použít několik metod:

- a) *transmisní metoda* – prvek (replika, fólie, film) je zkoumán procházejícím elektronovým paprskem
- b) *řádkovací metoda* – pohyb svazku elektronů je řízený, výsledný obraz je tvořen pomocí odražených elektronů, nebo sekundárně emitovanými elektrony
- c) *reflexní metoda* – k zobrazení využívá odraz elektronového svazku od povrchu
- d) *emisní metoda* – zobrazení je dosaženo pomocí elektronů emitovaných přímo ve vzorku

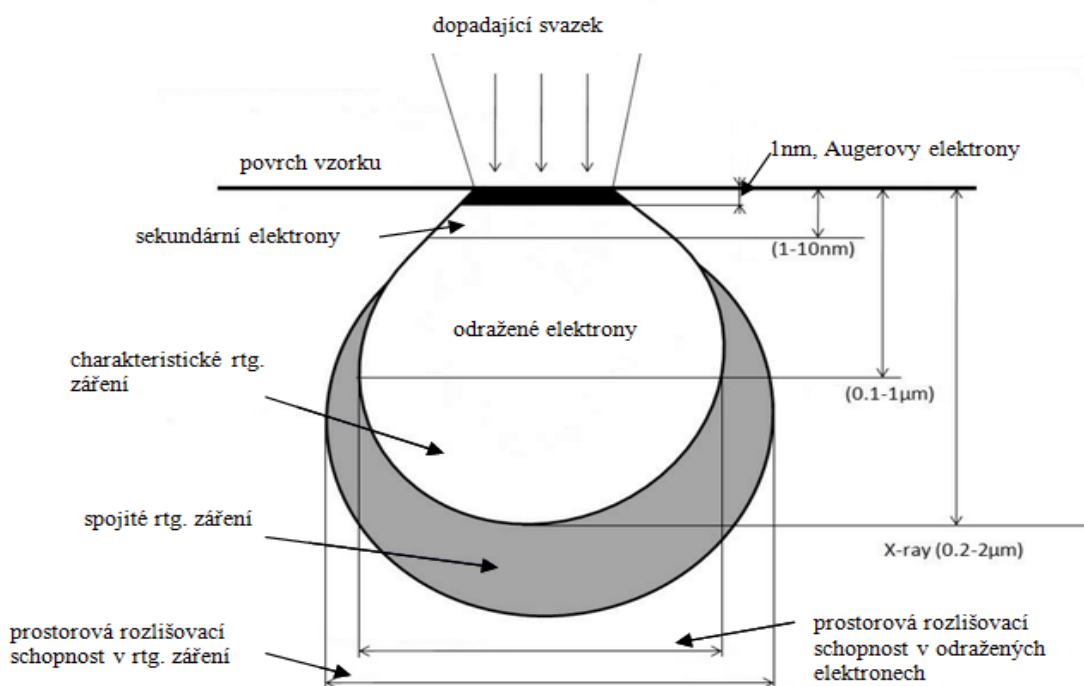
Elektronová mikroskopie v porovnání se světelnou není omezena pouze na studium povrchu. Na mikroskopech s vysokým urychlujícím napětím lze prozařovat tenké kovové vrstvy vytvořené zeslabováním vzorků (fólie), nebo růstovými procesy, jako je například napařování (filmy). Další výhodou elektronové mikroskopie je možnost přechodu od zobrazení k identifikaci fázového složení strukturních útvarů. Také můžeme sledovat chemické složení ve velmi malých objemech vzorku při spojení elektronového mikroskopu s energiově disperzním analyzátozem. Musíme si být ale vědomi, že pozorujeme velmi malý objem vzorku a že struktura technických kovů není z pravidla heterogenní.

Elektronový svazek se v mikroskopii nejčastěji využívá k vytvoření obrazu, určení struktury a pro stanovení chemického složení látek. Při vstupu elektronů do zkoumaného materiálu dochází k interakci elektronů s atomy, což nám umožňuje získat požadované informace. Interakce elektronů se vzorkem a výsledné produkty jsou znázorněny na obr. 2.10. [22]



Obr. 2.10 Interakce elektronů s materiálem [23]

V řádkovací elektronové mikroskopii je tvorba obrazu a jeho zvětšení dosahována elektrickou cestou s využitím ostře fokusovaného svazku primárních elektronů. Svazek je fokusován na povrch materiálu za vzniku různých fyzikálních signálů. Poloha, odkud vycházejí různé signály je znázorněna na obr. 2.11.



Obr. 2.11 Schematická ukázka oblastí, v nichž dochází k emisi různých fyzikálních signálů [24]

Výsledný obraz vzniká tak, že svazek bod po bodu a řádek po řádku prochází zvolenou oblastí povrchu vzorku. Princip řádkovací mikroskopie lze využít také pro detekci prošlých elektronů u tenkých vzorků. Tato metoda je pak označována jako transmisní řádkovací elektronová mikroskopie.

Elektrony procházejí tenkým vzorkem přímo, nebo jsou ze své původní dráhy odkloněny. Pro výsledné zobrazení je nutné tyto signály detekovat samostatně. Mezi vzorek a detektor se proto vkládá clona, jenž osvětluje pouze nepatrnou část detektoru. Podle typu clony můžeme vzorek pozorovat buď ve světlém, nebo tmavém poli. Ve světlém poli detekujeme procházející neodchýlené elektrony – clona je ve tvaru kruhové štěrbin. V tmavém poli detekujeme odchýlené elektrony – clona ve tvaru mezikruží. [22]

3. Experimentální část

Tato diplomová práce navazuje na mou bakalářskou práci z roku 2012 s názvem „Plátované plechy z Al slitiny 2024 s obsahem mědi“ ve které jsem se zabýval změnou korozní odolnosti v závislosti na podmínkách tepelného zpracování a diplomovou práci „Vliv tepelného zpracování plátovaných plechů z Al slitiny 2024 na difúzi mědi“ [24].

Cílem experimentální části je hlubší studium mikrostruktury a materiálové vlastnosti (vychází se ze statické zkoušky v tahu a tvrdosti).

Zkoumaný materiál

Hodnoceným a zkoumaným materiálem byla dodaná slitina firmou LATECOERE Czech Republic s.r.o., která se využívá pro stavbu leteckých konstrukcí.

Jedná se o Al slitina EN-AW 2024 ve formě plechů o tloušťce 1,2 a 2,0 mm. Chemické složení slitiny je uvedeno v tabulce 3.1. Tento plech byl opatřen plátovací vrstvou z hliníku EN-AW 1050 (hliník o čistotě 99,5 %), jejich chemické složení je uvedeno v tabulce 3.2. Tato plátovací vrstva slouží jako protikorozní ochrana a její minimální tloušťka je dle norem společnosti LATECOERE Czech Republic s.r.o. stanovena na 48 μm u plechu o tloušťce 1,2 mm a 40 μm u plechu o tloušťce 2,0 mm.

Tab. 3.1 Chemické složení EN AW-2024. [25]

Chemické složení [hm. %]											
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr+Ti	Ti	Ostatní		Al
									Jedotl.	Celkem	
$\leq 0,50$	$\leq 0,50$	3,8-4,9	0,30-0,9	1,2-1,8	$\leq 0,10$	$\leq 0,25$	$\leq 0,20$	$\leq 0,15$	$\leq 0,05$	$\leq 0,15$	zbytek

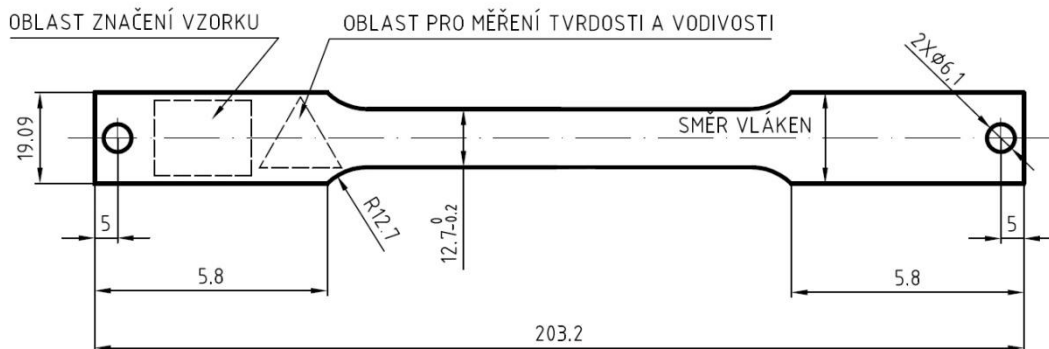
Tab. 3.2 Chemické složení EN AW-1050. [26]

Chemické složení [hm. %]											
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr+Ti	Ti	Ostatní		Al
									Jedotl.	Celkem	
$\leq 0,25$	$\leq 0,40$	$\leq 0,05$	$\leq 0,05$	$\leq 0,05$	-	$\leq 0,07$	-	$\leq 0,05$	$\leq 0,03$	-	zbytek

Pro vyhodnocení byly připravené danou firmou ploché zkušební vzorky pro statickou zkoušku v tahu - obr. 3.1. Po přetržení byla měřena mikrotvrdość a hodnocena mikrostruktura v okolí lomové plochy, ze které byly následně identifikovány různé fáze. Geometrie zkušebních vzorků je uvedena na obr. 3.2, které byly připraveny společností LATECOERE Czech Republic s.r.o.



Obr. 3.1 Sada vzorků pro tahovou zkoušku



Obr. 3.2 Schéma zkušebních vzorků pro statickou zkoušku v tahu

Příprava vzorků:

Zkušební vzorky byly dodány společností LATECOERE Czech Republic s.r.o. Požadovaný tvar vzorků byl dosažen frézováním frézku CRENO na plechové síti. Takto bylo připraveno celkem 6 vzorků o tloušťce 1,2 mm a dalších 6 o tloušťce 2,0 mm. Z 6 vzorků jich bylo následně 5 tepelně zpracováno ve vzduchové cirkulační peci ALU-SAT 2300-140, konkrétně se

jednalo o rozpouštěcí žíhání za účelem dosažení precipitační vytvrzování. Rozdílnost tepelného zpracování u vzorků spočívala v různé době výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání. Konkrétní doba výdrže každého vzorku je uvedena v tab. 3.3. Po tepelném zpracování následovalo přirozené stárnutí po dobu 4 dní. Tepelně nezpracovaný vzorek sloužil jako referenční pro ukázkou vlastností dodaného materiálu.

Tab. 3.3 Doba výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání vzorků.

Tloušťka plechu	Doba výdrže na teplotě 495 ± 5 °C [min]					
1,2 mm	0	1	33	40	50	60
2,0 mm	0	1	3	45	55	65
Označení vzorku	0	2	4	6	8	10

Vzhledem na to, že v předpisech společnosti LATECOERE Czech Republic s.r.o. je pro tento materiál předepsaná výdrž na teplotě rozpouštěcího žíhání 40 min u plechu o tloušťce 1,2 mm a 45 min, pro plech o tloušťce 2,0 mm, byla sledovaná změna v mikrostruktuře při změně délky výdrže. Teplota byla pro všechny vzorky stejná, a to 495 ± 5 °C. Doba výdrže vzorků na teplotě byla stanovena společností, která tímto ověřovala vliv délky výdrže na stav materiálu.

Značení vzorků:

DP – A – 012 – 4 – 3

DP – diplomová práce

A – vzorek typu A (pro tahovou zkoušku)

012 – tloušťka plechu je 1,2 mm

4 – vzorek byl vystaven teplotě rozpouštěcího žíhání 495 ± 5 °C po dobu 33 min

3 – třetí série vzorků

3.1 Statická zkouška v tahu

Statická zkouška v tahu byla provedena v laboratořích na Ústavu materiálového inženýrství v inovačním centru ICDAM na stroji INSTRON 5582 s nosností rámu 100 kN (obr. 3.3). Měření proběhlo v souladu s normou ČSN EN ISO 6892-1, tedy zkouška tahem za pokojové teploty.

Podmínky tahové zkoušky:

- Rychlost zatěžování do stanovení meze kluzu Re $0,5 \text{ \%} \cdot \text{min}^{-1}$
- Rychlost zatěžování od meze kluzu do přetržení $6,0 \text{ \%} \cdot \text{min}^{-1}$

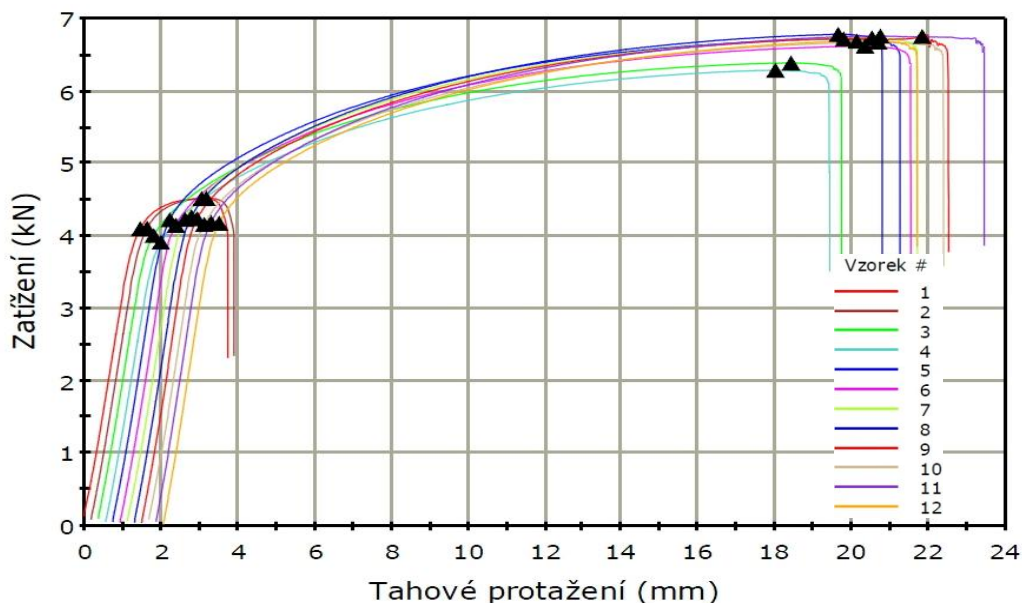


Obr. 3.3 Univerzální trhací stroj INSTRON 5582 s nosností rámu 100 kN [24]

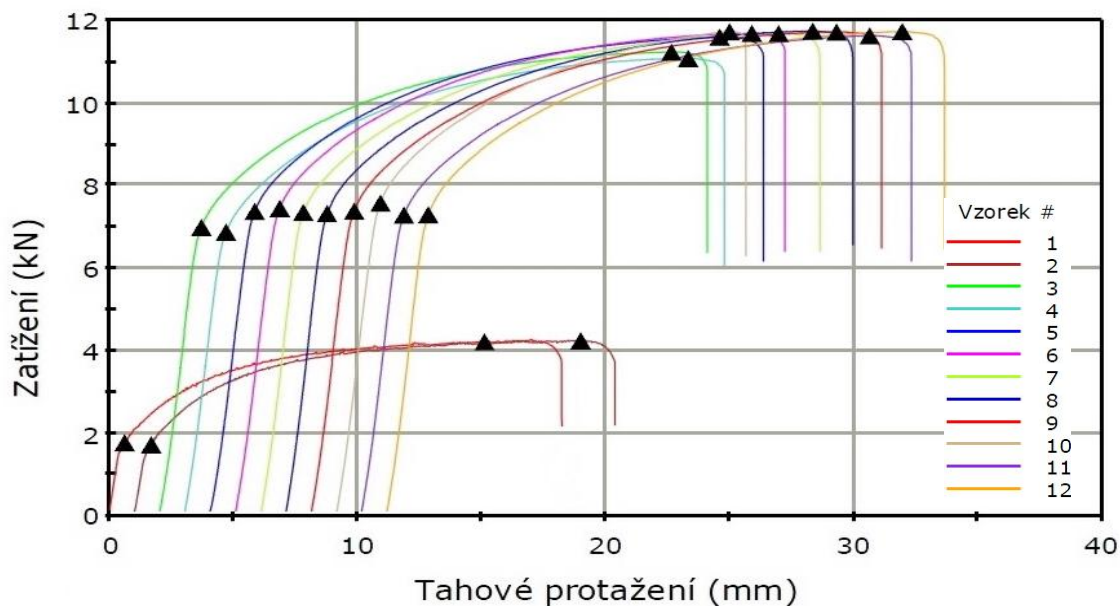
Statické zkoušky v tahu byly podrobeny vždy 2 vzorky pro každou dobu výdrže na teplotě rozpouštěcího žihání. Zkoumány byly také obě tloušťky plechů, celkem bylo přetrženo 24 vzorků.

Trhací stroj je vybaven měřícím a vyhodnocovacím softwarem TEMPOS. Tahový diagram zaznamenávající závislost zatížení na tahovém prodloužení je uveden na obr. 3.4a pro plech o tloušťce 1,2 mm a na obr. 3.4b pro plech o

tloušťce 2,0 mm. Měření se vztahuje k počátku 0, posun křivek a výrazný pokles zatížení po přetržení tyčí byl způsoben vyhodnocovacím softwarem. Protože pro každé tepelné zpracování byly zkoušeny 2 vzorky, značení vzorků v obr. 3.4a,b je takové, že tepelně nezpracované vzorky jsou označeny čísly 1 a 2. Výdrž 1 min na teplotě rozpouštěcího žíhání je značen 3 a 4. Ve stejném trendu pokračuje značení dalších tepelně zpracovaných vzorků.



Obr. 3.4a Záznam tahové zkoušky pro plech 1,2 mm [24]



Obr. 3.4b Záznam tahové zkoušky pro plech 2,0 mm [24]

Sledováním charakteru křivek pozorujeme výraznou změnu mechanických vlastností již po jedné minutě výdrže na teplotě 495 ± 5 °C, kdy lze předpokládat, že dochází k výraznému zpevnění. Rozdíly při výdržích 33 – 65 min nejsou již tak výrazné. Naměřené a vypočtené hodnoty meze kluzu $R_{p0,2}$, meze pevnosti R_m a tažnosti A jsou uvedené v tab. 3.4a a 3.4b. V těchto tabulkách jsou znázorněny průměrné hodnoty pro každé tepelné zpracování. Další naměřené hodnoty jsou uvedeny v příloze 1.

Tab. 3.4a Naměřené a vypočtené hodnoty pro plech 1,2 mm.

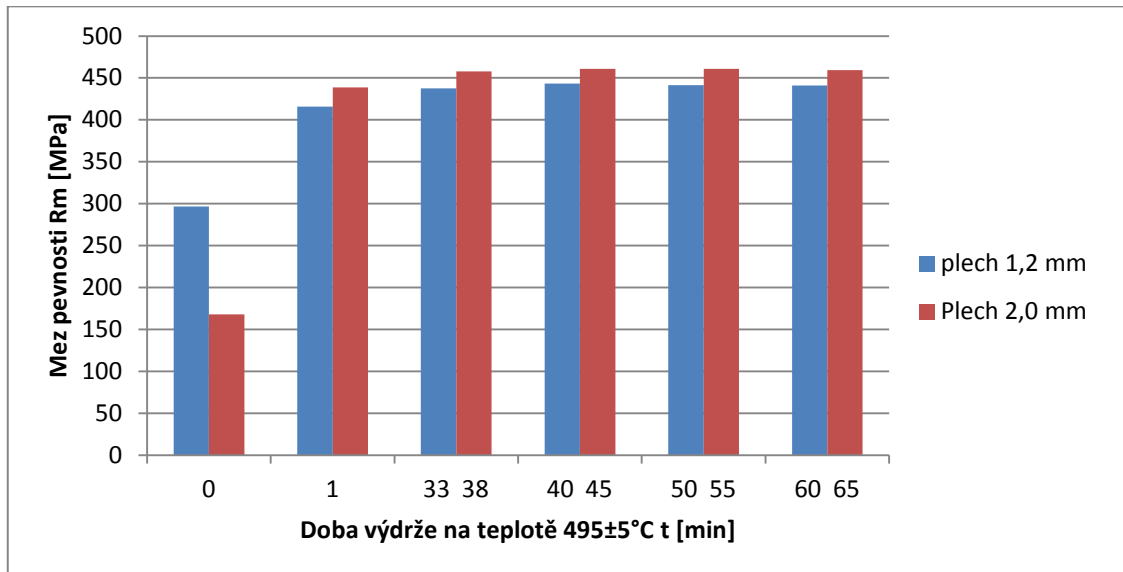
Tahová zkouška				výdrž
označení	$R_{p0,2}$ [Mpa]	R_m [Mpa]	A [%]	t [min]
DP-A-012-0-1,2	274,0	296,5	4,2	0
DP-A-012-2-1,2	264,3	415,8	21,5	1
DP-A-012-4-1,2	279,4	437,4	23,1	33
DP-A-012-6-1,2	283,5	443,3	22,8	40
DP-A-012-8-1,2	280,1	441,3	22,9	50
DP-A-012-10-1,2	279,0	441,1	23,8	60

Tab. 3.4b Naměřené a vypočtené hodnoty pro plech 2,0 mm.

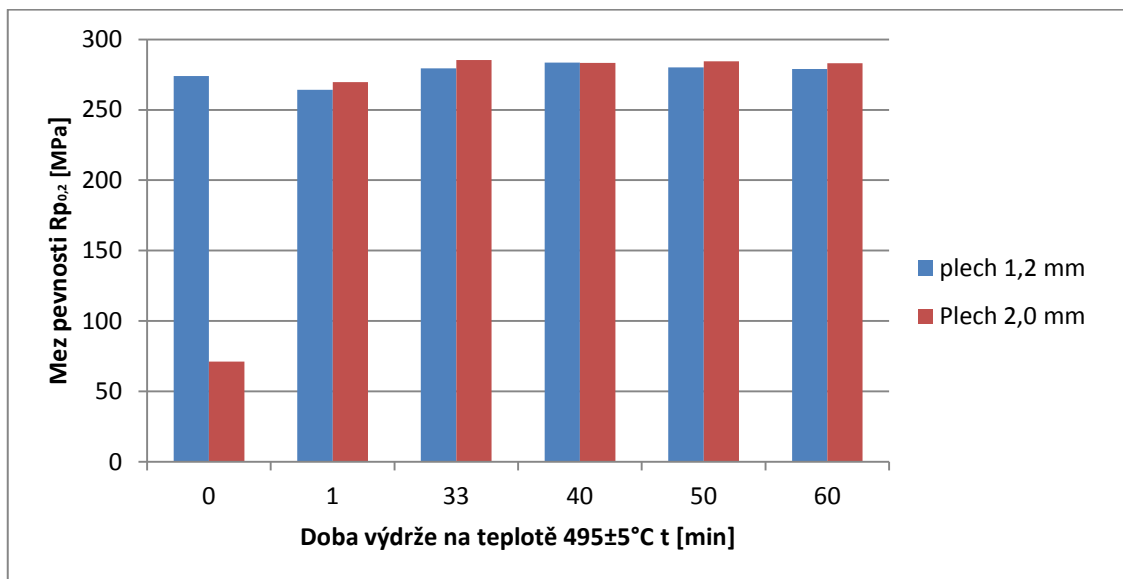
Tahová zkouška				výdrž
označení	$R_{p0,2}$ [Mpa]	R_m [Mpa]	A [%]	t [min]
DP-A-012-0-1,2	71,2	168,0	23,4	0
DP-A-012-2-1,2	269,7	438,9	23,2	1
DP-A-012-4-1,2	285,5	457,7	24,8	33
DP-A-012-6-1,2	283,3	460,7	25,5	40
DP-A-012-8-1,2	284,5	461,0	22,4	50
DP-A-012-10-1,2	283,0	459,3	25,0	60

Grafické znázornění závislosti meze pevnosti R_m , meze kluzu $R_{p0,2}$ a tažnosti A na době výdrže na teplotě 495 ± 5 °C je uvedeno na obr. 3.5a,b,c.

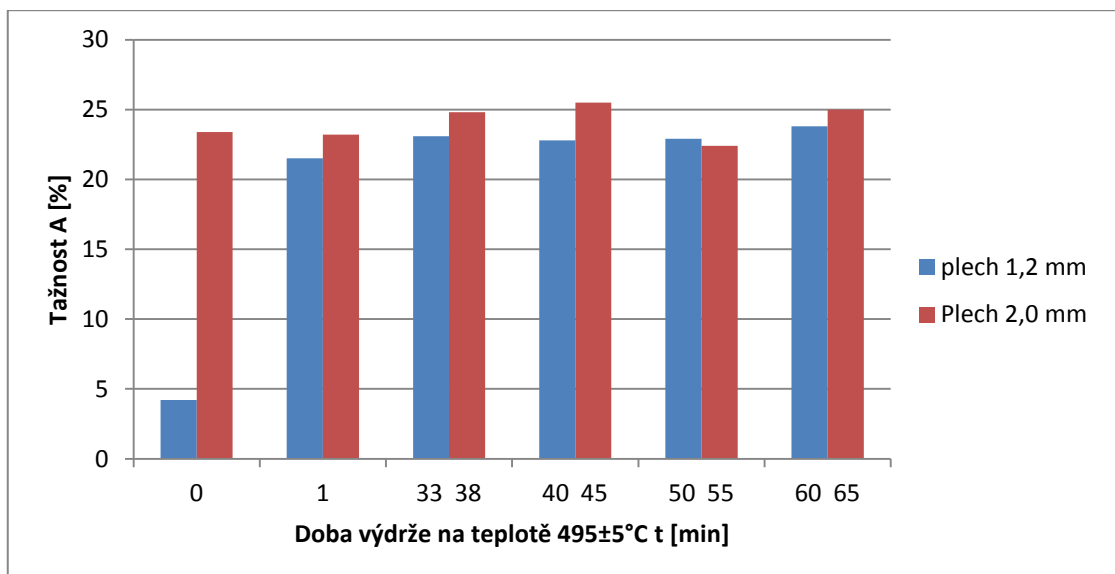
Modrý sloupec značí plech tloušťky 1,2 mm a červený sloupec plech o tloušťce 2,0 mm.



Obr. 3.5a Závislost meze pevnost R_m na době výdrže na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$



Obr. 3.5b Závislost meze kluzu $R_{p_{0,2}}$ na době výdrže na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$



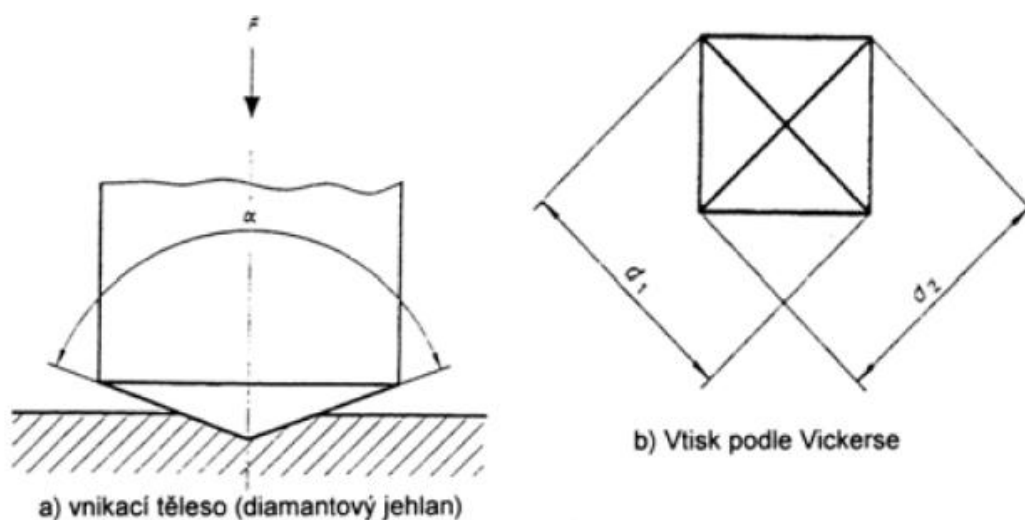
Obr. 3.5c Závislost tažnosti A na době výdrže na teplotě 495 ± 5°C

Zkoumáním naměřených hodnot si můžeme všimnout, že nejvyšších pevností je dosahováno pro dobu výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání pro 40 až 50 min. Této době výdrže také odpovídá předpis tepelného zpracování společnosti LATECOERE Czech Republic s.r.o. Výrazným rozdílem mezi plechem tloušťky 1,2 mm a 2,0 mm byl u tepelně nezpracovaných vzorků, kde můžeme pozorovat u plechu 2,0 mm nižší pevnostní hodnoty, zatímco u plechu 1,2 mm pozorujeme vyšší hodnotu tažnosti. Takový rozdíl mechanických vlastností odpovídá rozdílné redukci při předchozím válcování plechů, kdy došlo u plechu 1,2 mm k většímu mechanickému zpevnění materiálu. U tepelně zpracovaných vzorků nebyl rozdíl tažnosti tak značný.

Materiálové vlastnosti nepopisují proces, který probíhá v mikrostrukturu materiálu vzhledem na možnou mikroheterogenitu, která se při statické zkoušce v tahu nemusí projevit. Zkoušky tvrdosti a mikrotvrdosti mohou blíže specifikovat změnu mikrostruktury a proto bude důležité, jaká metoda této zkoušky bude zvolena. Společnost LATECOERE Czech Republic s.r.o. volila kontrolu materiálu pomocí zkoušky tvrdosti HRB (odpovídající jejich předpisům), ale v diplomové práci vzhledem na mikrostrukturu byla použita metoda mikrotvrdosti HV0,01.

3.2 Zkouška mikrotvrdosti podle Vickerse

Zkouška mikrotvrdosti proběhla v souladu s normou ČSN EN ISO 6507-1. Schéma zkoušky je patrné z obr. 3.6.



Obr. 3.6 – Schéma zkoušky tvrdosti podle Vickerse.

Princip zkoušky tvrdosti dle Vickerse:

Vnikací těleso se vtlačuje do zkoušeného materiálu silou F působící kolmo na povrch vzorku. Vnikací těleso je pravidelný čtyřboký diamantový jehlan o vrcholovém úhlu jehlanu mezi protilehlými stěnami α 136° . U běžného zkušebního zařízení je zatížení 300 N po dobu 10 až 15 s. Zkušební zatížení F pro měření mikrotvrdosti je v rozsahu 0,09807 N až 1,961 N, což odpovídá značení HV0,01 až HV0,2. Ve zkoušeném materiálu se po vniknutí zkušebního tělesa objeví vtisk, na kterém se měří délky úhlopříček d_1 a d_2 . Výsledná tvrdost dle Vickerse HV je bezrozměrná veličina a vypočteme ji dle vztahu 3.1.

$$HV = \text{konstanta} \cdot \frac{\text{zkušební zatížení}}{\text{plocha povrchu vtisku}} = 0,012 \cdot \frac{2 \cdot F \cdot \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} = 0,189 \cdot \frac{F}{d^2}, \quad (3.1)$$

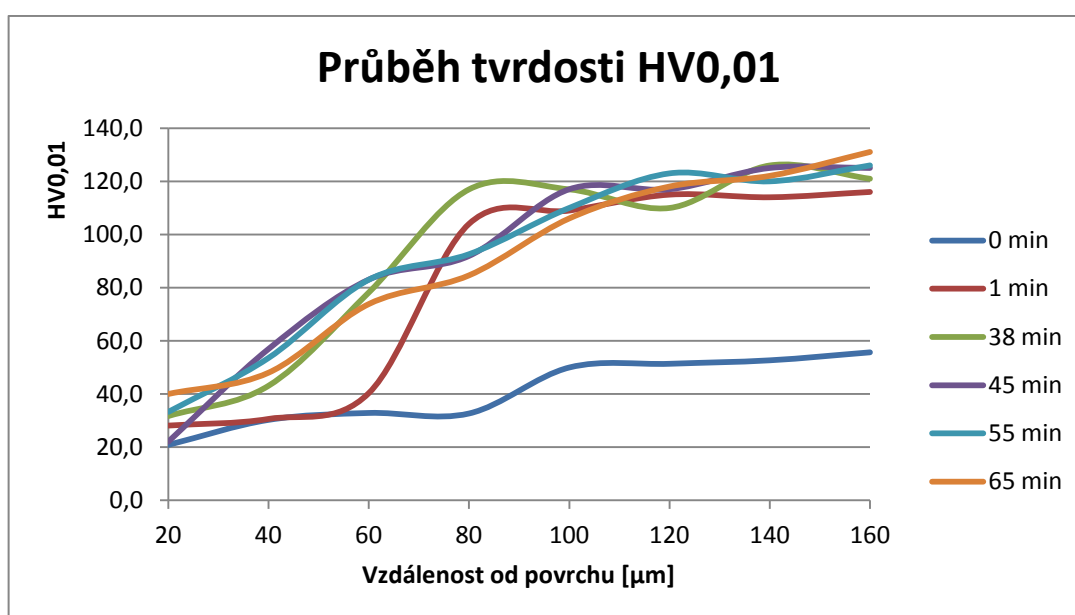
kde d je průměrná hodnota velikosti úhlopříček d_1 a d_2 . Hodnota konstanty se získá ze vztahu 3.2, kde g_n je hodnota gravitačního zrychlení. [27]

$$\text{konstanta} = \frac{1}{g_n}, \quad (3.2)$$

Vyhodnocení experimentu:

Zkouška mikrotvrdomosti podle Vickersse probíhala na mikrotvrdoměru LECO M-400-G1 při použitím zatížení 10g s dobou zátěže 10 s. Průběh mikrotvrdomosti byl proveden na plechu o tloušťce 2,0 mm ve směru od plátovací vrstvy ke středu základního materiálu do hloubky 160 μm s intervalem 20 μm .

Průběh mikrotvrdomosti HV0,01 v závislosti na vzdálenosti od povrchu pro různé doby výdrže na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$ je zachycen na obr 3.7. Naměřené hodnoty jsou uvedeny v příloze 2.



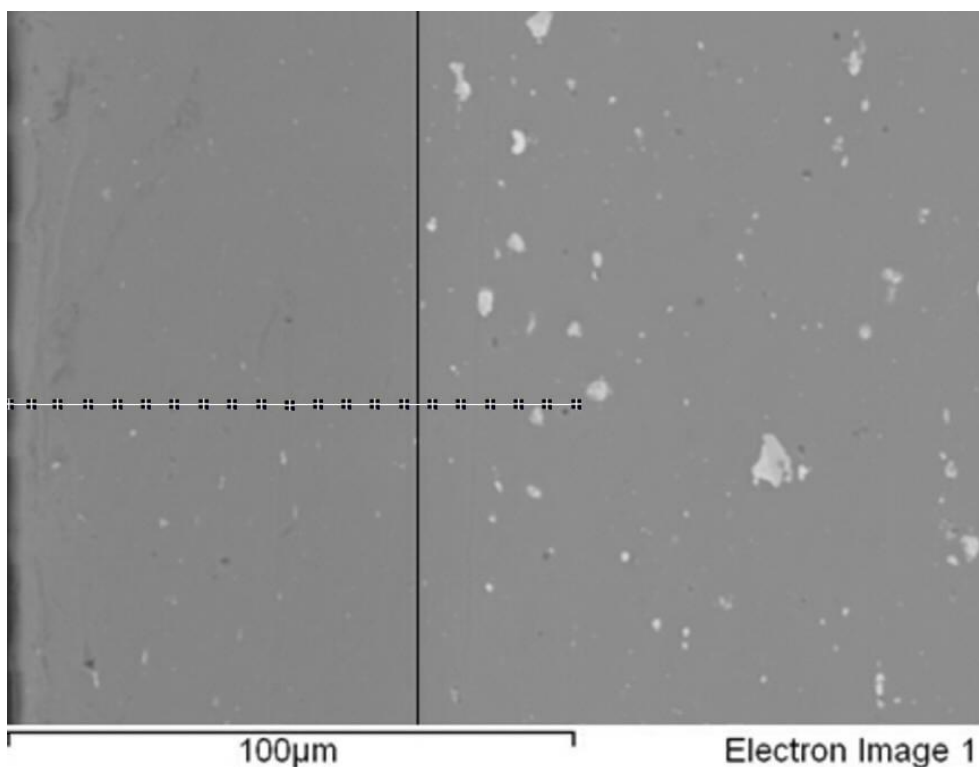
Obr. 3.7 Závislost HV0,01 na vzdálenosti od povrchu

Z grafické závislosti můžeme u tepelně nezpracovaného plechu označeného modrou barvou (0 min) pozorovat vcelku stabilní tvrdost do vzdálenosti 80 μm pod povrchem, kde byla oblast plátovací vrstvy (dalším studiem byla zjištěna vyšší tloušťka plátovací vrstvy, než jsou společností předepsané minimální hodnoty). Nárůst tvrdosti začíná ve hloubce 80 – 100 μm , kde je již základní materiál EN-AW 2024, poté má relativně stálou hodnotu. U vzorku s výdrží na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$ 1 min (červená křivka) pozorujeme prudký nárůst tvrdosti v hloubce 60 – 80 μm . Tendenci křivek lze popsat tak, že s vyšší dobou výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání průběh ztrácí na strmosti a vyšší tvrdosti se

dosahuje blíže u povrchu, naopak maximálních hodnot je dosahováno ve větší hloubce.

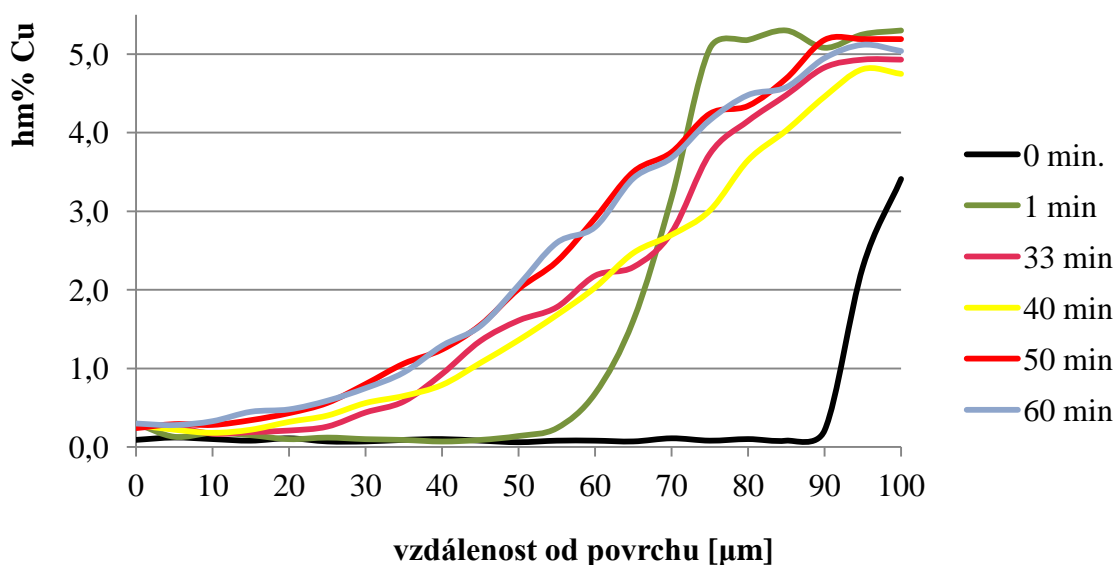
Difúze mědi do plátované vrstvy a její vliv na mikrotvrdost

Vlivem tepelného zpracování byla urychlena také difúze Cu ze základního materiálu EN-AW 2024 do plátovací vrstvy EN-AW 1050. Obsah Cu byl změřen liniíovou metodou bodově na řádkovacím elektronovém mikroskopu JEOL JSM-7600F. Měření obsahu Cu probíhalo při zvětšení 500x do hloubky 100 μm od povrchu s intervalem 5 μm (obr 3.8).

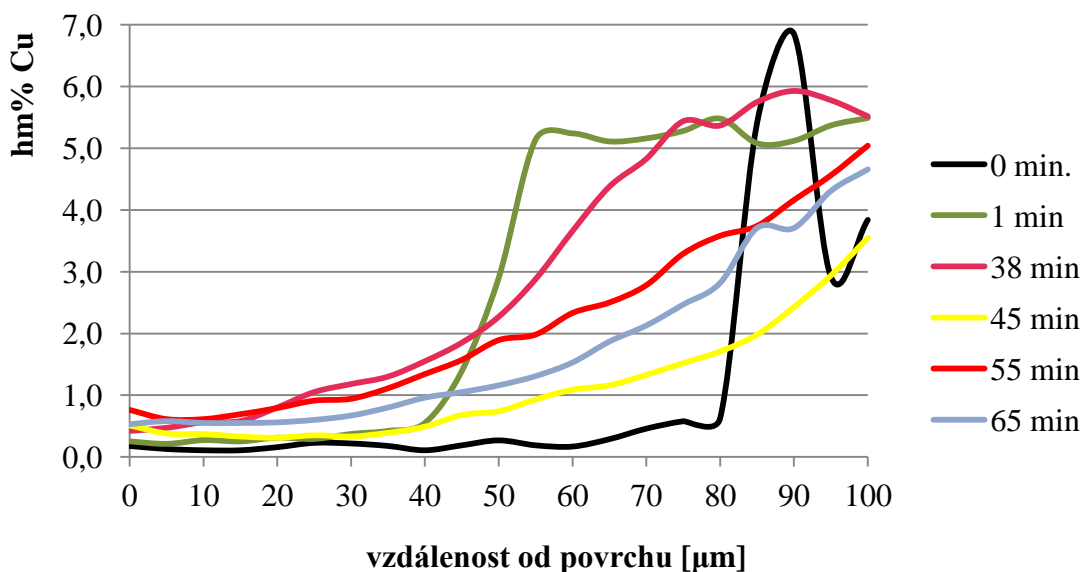


Obr. 3.8 Schéma měření obsahu Cu – bodová metoda, zv. 500x. [24]

Procentuální zastoupení mědi v závislosti na vzdálenosti od povrchu pro různé doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání je uvedeno na obr. 3.9a pro plech tloušťky 1,2 mm a na obr. 3.9b pro plech o tloušťce 2,0 mm. Tabulkové znázornění hodnot je uvedeno v příloze 3.



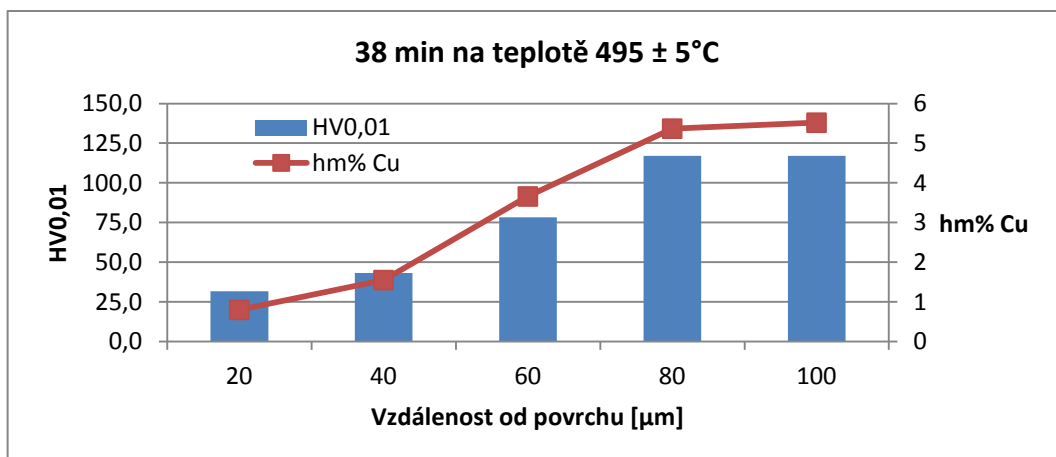
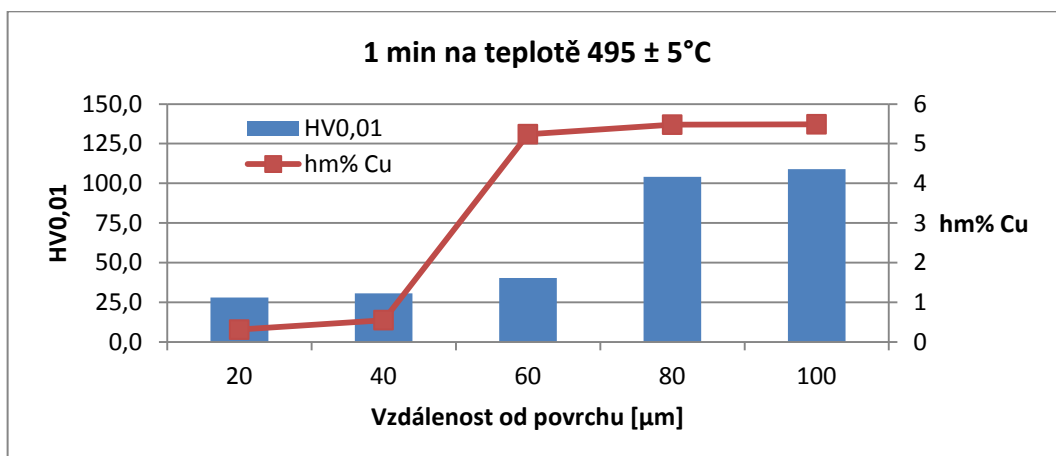
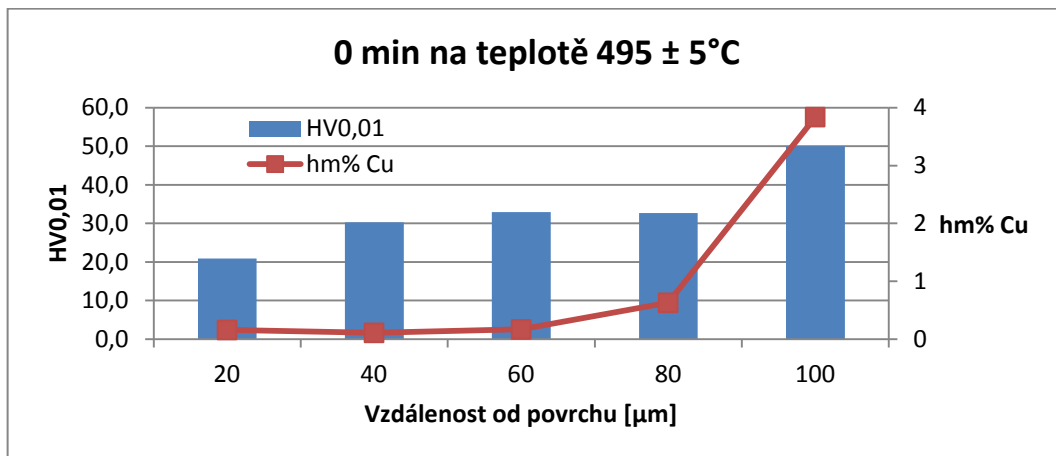
Obr. 3.9a Obsah Cu v plátovací vrstvě, plech 1,2 mm.

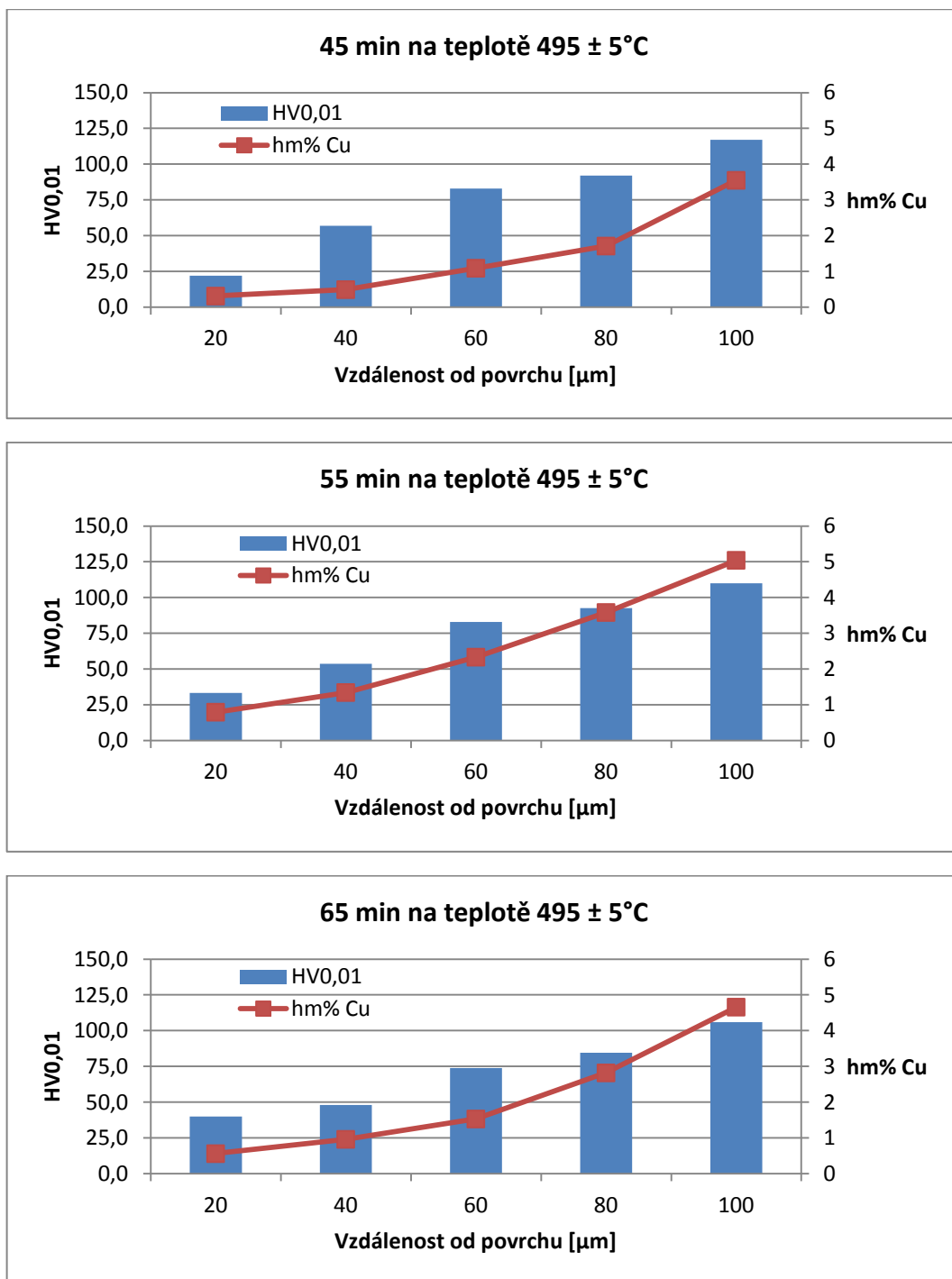


Obr. 3.9b Obsah Cu v plátovací vrstvě, plech 2,0 mm.

Z grafických závislostí obsahu Cu vidíme, že s vyšší dobou výdrže na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$ roste množství nadifundované mědi do plátovací vrstvy. Nejstrmější nárůst je zaznamenán u doby výdrže 1 min, zatímco pozvolný průběh je při výdrži 33 až 65 min s tím, že čím delší je doba výdrže, tím pozvolnější průběh obsahu mědi pozorujeme.

Průběh mikrotvrdosti do hloubky 100 μm v závislosti na obsahu Cu je znázorněn na obr. 3.10. Modrý sloupec značí hodnotu mikrotvrdosti HV0,01, červené čtverce hm % Cu a červená přímka ukazuje tendenci růstu obsahu mědi.





Obr 3.10 Velikost HV0,01 v závislosti na obsahu hm % Cu

Výše uvedené grafické znázornění ukazuje přímý vliv nadifundovaného množství Cu v plátované vrstvě. Vidíme, že s rostoucím obsahem Cu dosahujeme vyšších hodnot HV0,01. Lze předpokládat, že difúzní procesy probíhající při různé době výdrže na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$ budou záležet na

rozložení dalších prvků v dané struktuře. Kvalita homogenity původně dodaných plechů nebyla kontrolována.

3.3 Hodnocení mikrostruktury

Hodnocení mikrostruktury bylo provedeno pomocí světelného mikroskopu Neophot 32 od firmy Carl Zeiss na vybroušených a naleptaných vzorcích. Dále byly pomocí elektronové mikroskopie hodnoceny lomové plochy.

Metalografická příprava vzorků

Příprava vzorků se řídila předepsanými pravidly, které respektují hlavně to, aby nedošlo k tepelnému ovlivnění struktury a nevznikaly tzv. artefakty.

a) Odběr vzorků

Řezání vzorků proběhlo mechanickým rozbrušováním na pile MSX255M od výrobce LECO.

b) Preparace vzorků

Na preparaci vzorků byl použit VariDur 200 Pulver od výrobce Buehler GmbH. Směs prášku a kapaliny v poměru 2:1 se 3 min promíchávala, poté došlo k zalití vzorků ve formě, kde se nechaly ztuhnout po dobu 10 min.

c) Broušení a leštění vzorků

Pro broušení a leštění vzorků byla použita brusička/leštička GPX300 od společnosti LECO. Broušení bylo prováděno na brousících papírech s průměrem 305 mm v pořadí drsnosti 600, 1200, 2000 a 4000 zrn/palec².

Pro leštění byla použita diamantová suspenze s velikostí zrna 3 μm, poté suspenze Collodial Silica, což je roztok jemných amorfních, neporézních sférických částic oxidu křemičitého s velikostí částic 5 až 100 nm.

Přítlak a pohyb během broušení i leštění byl manuální.

d) Leptání

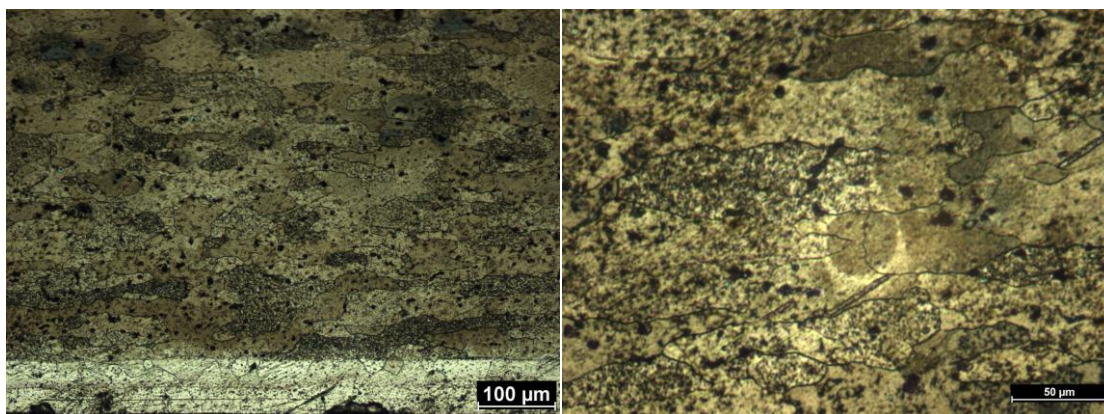
Pro zvýraznění struktury fází byly broušené vzorky naleptány leptadlem FUSS. Jeho složení je 7,5 ml HF, 8ml HNO₃ a 25ml HCL v 1000ml demineralizované H₂O. Leptání probíhalo po doby 5 až 10 s.

Metalografické hodnocení struktury:

Hodnocená struktura materiálu je patrná z obr. 3.11a, kde bylo zvoleno 100x zvětšení, na obr. 3.11b je vzorek 500x zvětšen. Oba snímky jsou z plechu o tloušťce 2,0 mm, kde doba výdrže na teplotě 495 ± 5°C byla 55 min.

a)

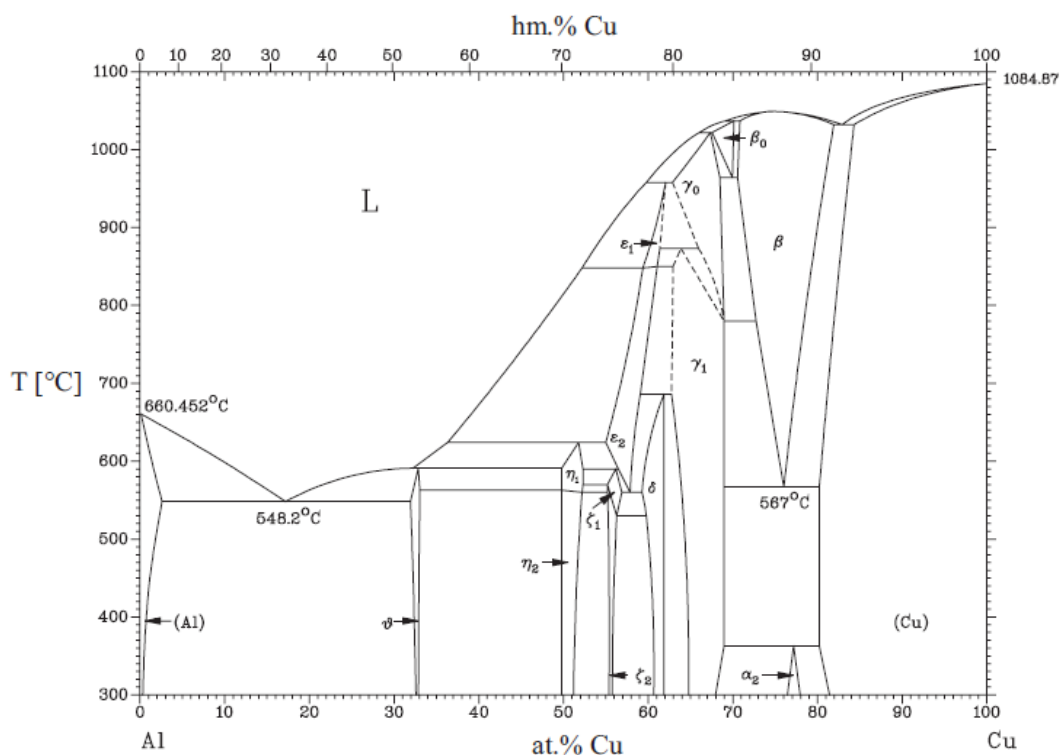
b)



Obr. 3.11a) Vzorek DP-A-020-8-3, 100x zv., b) Vzorek DP-A-020-8-3, 500x zv.

Mikrostruktura je poznačena předcházející technologií, kde zrna jsou protáhlá ve směru válcování. Lze rozlišit dvě základní struktury, a to slitiny 2024 a plátované vrstvy Al 1050, z čehož je patrné, že tato vrstva nemá plastickou deformací ovlivněná zrna. Vzhledem na to, že jsme neznali metodu plátování (firma dodala k dispozici materiál společností běžně využívan), nelze se vyjádřit k tepelnému zpracování plátovaných vrstev. Vidíme, že struktura je zatížena výskytem velkého počtu intermediárních fází, kterým byla dále věnována větší pozornost v části „Hodnocení mikrostruktur pomocí elektronové mikroskopie“. Výskyt nečistot a intermediárních fází byl zdůrazněn při 500x zvětšení mikrostruktury – obr.3.11b.

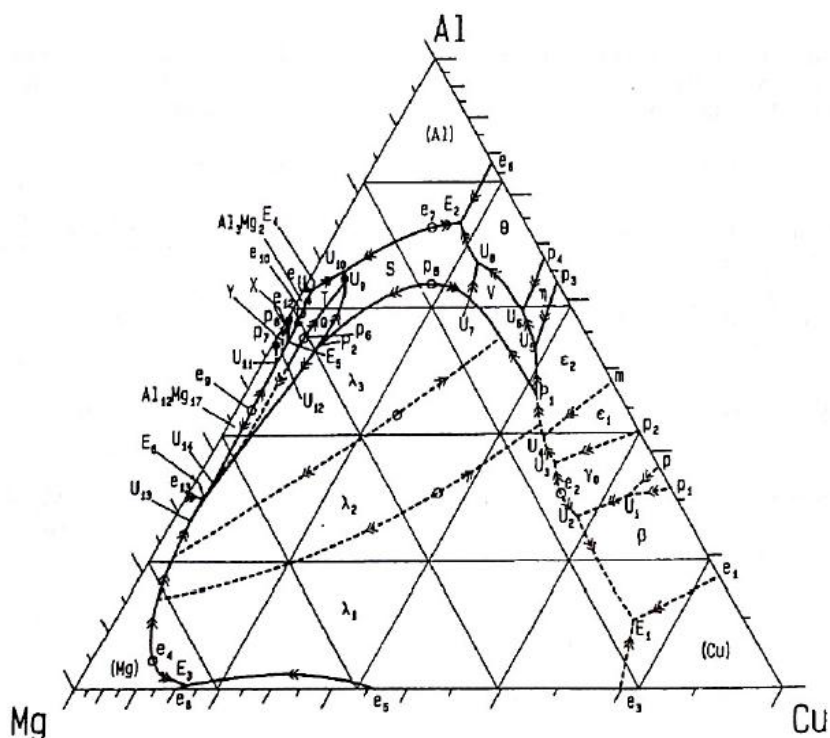
Mikrostruktura slitin Al-Cu-Mg je ve vyžíhaném stavu tvořena rozpustnými, i nerozpustnými fázemi. Mezi rozpustné patří například Al_2Cu (což je hlavní zpevňující fáze), nebo Al_2CuMg . Fáze tvořené v Al za přítomnosti legujícího prvku Cu, co lze zobrazit v binárním rovnovážném diagramu Al – Cu (obr. 3.12). [2]



Obr. 3.12 Binární rovnovážný diagram Al – Cu [2]

Hodnocení mikrostruktur pomocí elektronové mikroskopie

Elektronová mikroskopie a spektrální analýza nám ukázala, že ve struktuře materiálu nejsou přítomny pouze dvousložkové intermediární fáze. Pro popis fází tvořených ve slitinách typu Al-Cu-Mg je možné vycházet z ternárního diagramu Al-Cu-Mg (obr. 3.13).



Obr. 3.13 Ternární diagram Al-Cu-Mg s vyznačením invariantních bodů (mřížka v at. %, osy v km. %). [2]

Popis fází na bázi Al-Cu-Mg je velice složitý a dosud nejsou popsány veškeré vyskytující se fáze, jejich vlastnosti a vliv na okolní strukturu jsou neznámé. Některé z binárních a ternárních fází typu Al-Cu a Al-Cu-Mg jsou uvedeny v tab. 3.5. [2]

Tab. 3.5 Binární a ternární fáze vyskytující se v systému Al-Cu-Mg.[2]

Označení	θ	η_1	η_2	ζ_1	ζ_2
Fáze	Al_2Cu	AlCu	AlCu	$\sim\text{Al}_4\text{Cu}_5$	Al_4Cu_5
T [°C]	< 591	624-560	< 561	590-530	< 570
Označení	ε_1	ε_2	δ	β_0	β
Fáze	$\sim\text{Al}_4\text{Cu}_5$	$\text{Al}_4\text{Cu}_{1+x}$	Al_3Cu_2	$\text{Al}_x\text{Cu}_{1-x}$	AlCu_3
T [°C]	958-848	850-560			
Označení	γ_0	γ_1			
Fáze	Al_4Cu_5	$\text{Al}_4\text{Cu}_{10}$	CuMg_2	Al_3Mg_2	$\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$
T [°C]	1022-780	< 873			

Označení	X	Q	S	T
Fáze	$Al_{30}Mg_{23}$	$Al_7Cu_3Mg_6$	Al_7CuMg	$(Al_xCu_{1-x})_{49}Mg_{32}$
T [°C]	370-320			
Označení	V	λ_1	λ_2	λ_3
Fáze	$Al_{11}Cu_{11}Mg_4$	$(Al_xCu_{1-x})_2Mg$	$(Al_{1-x}Cu_x)_2Mg$	$(Al_{1-x}Cu_x)_2Mg$
T [°C]				

Studium intermediárních fází jsem prováděl z lomových ploch (lomy po statické zkoušce v tahu), faktografickým hodnocením. Na těchto plochách byly dobře rozlišitelné intermediární fáze charakteristické geometrickými útvary a jejich rozložením. [29] Lomové plochy byly pozorovány elektronovým mikroskopem JEOL JSM-7600F (obr. 3.14), který nám umožnil zorientovat se v chemickém složení přítomných fází.



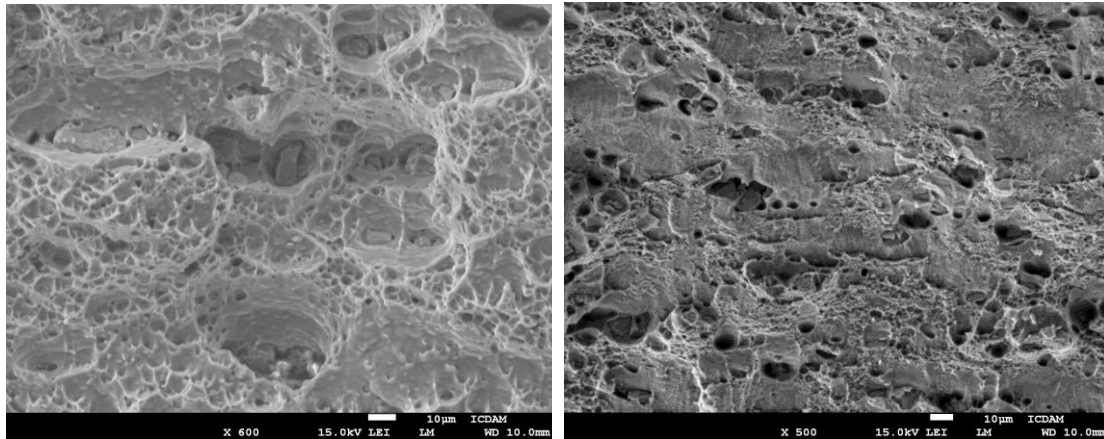
Obr. 3.14 Elektronovým mikroskopem JEOL JSM-7600F [28]

Lomová plocha tepelně nezpracovaného a zpracovaného vzorků je patrná na obr. 3.15. Při tepelném zpracování se intermediární fáze vyskytují objemnější s náhodným rozložením v objemu materiálu a po tepelném

zpracování nastal částečný rozpad těchto intermediárních fází (z objemných na jemnější).

a)

b)



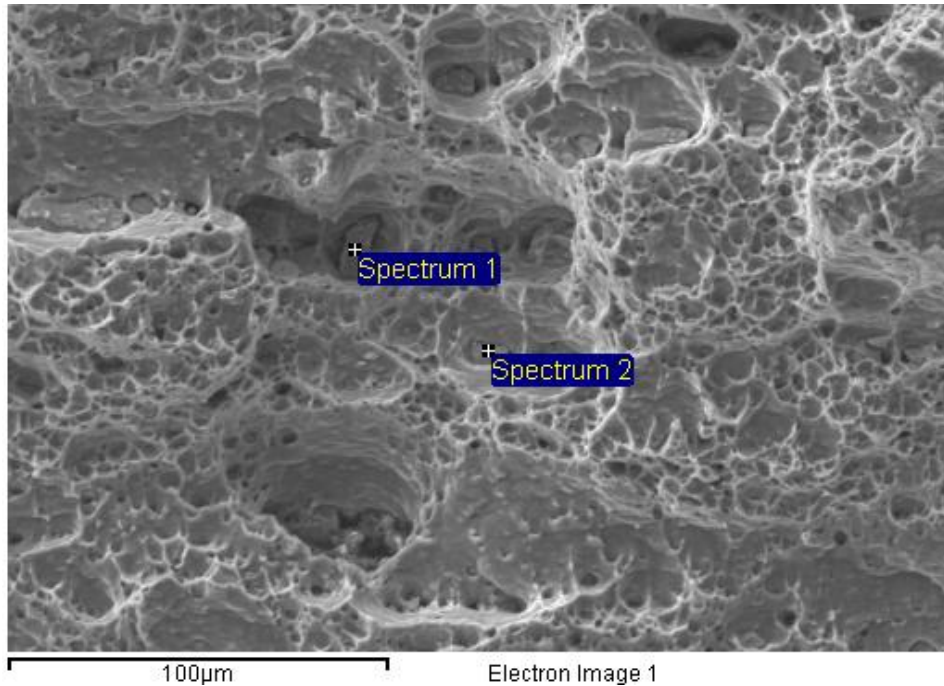
Obr. 3.15 Lomová plocha a) tepelně nezpracovaná, b) výdrž 65 min na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$

Elektronovým mikroskopem byly hodnoceny lokality s výskytem intermediárních fází z 12 připravených vzorků (1 vzorek z každého tepelného zpracování a z každé tloušťce plechu 1,2 mm a 2,0 mm). Analýza chemického složení byla provedena z náhodně zvolených míst z oblastí, ve kterých se měnilo chemické složení skokem. Lomové plochy jsou hodnoceny po statické zkoušce v tahu.

Tab. 3.6 Seznam vybraných vzorků hodnocených v DP.

Označení vzorku	Tloušťka vzorku [mm]	Doba výdrže při $495 \pm 5^\circ\text{C}$
DP – A – 020 – 0 – 3	2,0	0 min
DP – A – 012 – 0 – 3	1,2	0 min
DP – A – 012 – 4 – 3	1,2	33 min
DP – A – 020 – 6 – 3	2,0	45 min
DP – A – 012 – 8 – 3	1,2	50 min
DP – A – 020 – 10 – 3	2,0	65 min

Identifikace vzorku: DP – A – 020 – 0 – 3 / 2,0 mm / 0 min



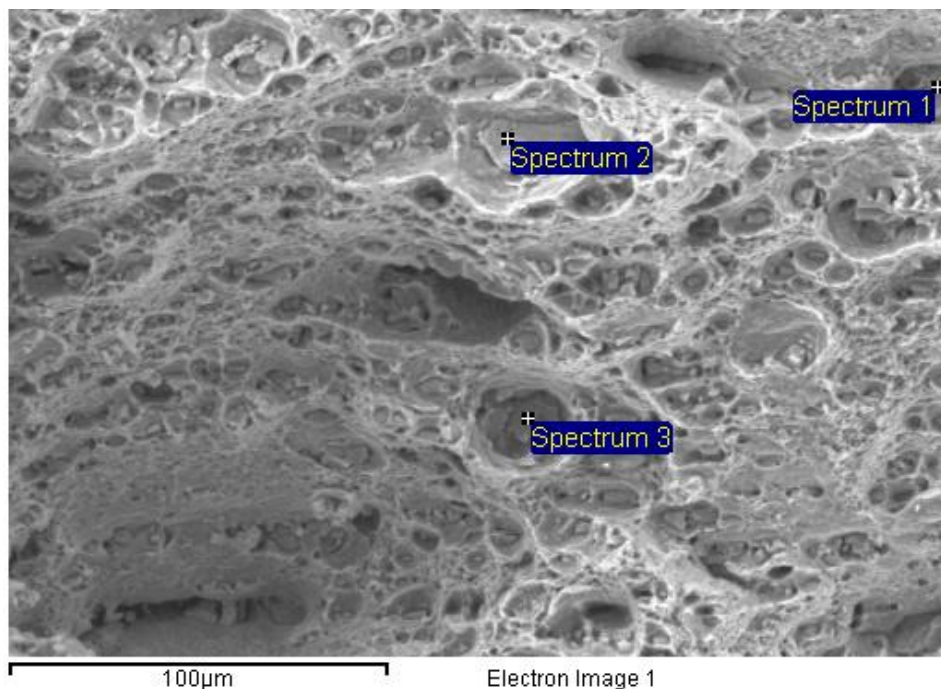
Obr. 3.16 Lomová plocha vzorku DP – A – 020 – 0 – 3

Tab. 3.7 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 020 – 0 – 3

prvek	Mg	Al	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn	celkem
Spectrum 1	0,64	51,12	4,92	7,20		34,61	1,51	100,00
Spectrum 2		50,27	5,06	7,24	0,56	35,42	1,45	100,00
Minimum	0,64	51,12	5,06	7,24	0,56	35,42	1,51	
Maximum	0,64	50,27	4,92	7,20	0,56	34,61	1,45	

Chemická analýza prokázala přítomnost intermediárních fází u tepelně nezpracovaného vzorku o tloušťce 2,0 mm přítomnost fází bohatých na Cu a Fe. Chemické složení spekter 1 a 2 je téměř shodné, bude se proto jednat o fáze stejného typu.

Identifikace vzorku: DP – A – 012 – 0 – 3 / 1,2 mm / 0 min



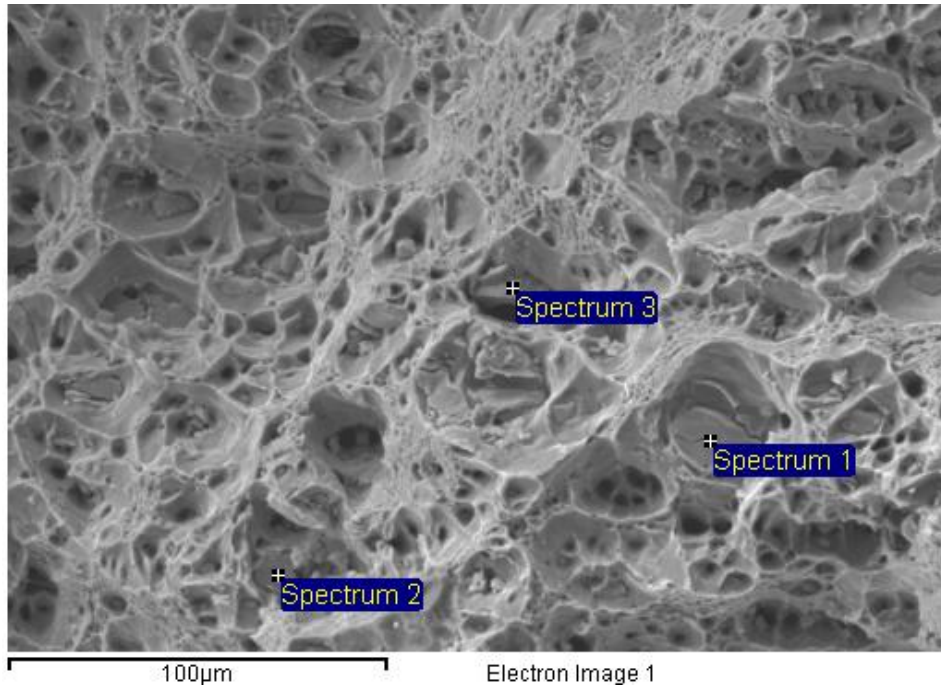
Obr. 3.17 Lomová plocha vzorku DP – A – 012 – 0 – 3

Tab. 3.8 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 012 – 0 – 3

prvek	Mg	Al	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn	celkem
Spectrum 1	1,38	69,96	1,78	5,79	0,93	15,00	5,16	100,00
Spectrum 2	1,30	63,66	4,35	19,49	1,28	9,93		100,00
Spectrum 3	1,60	74,54	2,14	1,95	0,81	13,46	5,50	100,00
Minimum	1,60	74,54	4,35	19,49	1,28	15,00	5,50	
Maximum	1,30	63,66	1,78	1,95	0,81	9,93	5,16	

U druhého referenčního vzorku (tedy tepelně nezpracovaného) o tloušťce plechu 1,2 mm byla zjištěna přítomnost fází bohatých na Cu, Zn, Fe a Mn u spekter 1 a 3. Spektrum 2 zobrazuje fázi bohatou zvláště na Fe, Cu. Toto spektrum také dosahovalo nevyšší hodnoty obsahu Mn.

Identifikace vzorku: DP – A – 012 – 4 – 3 / 1,2 mm / 33 min



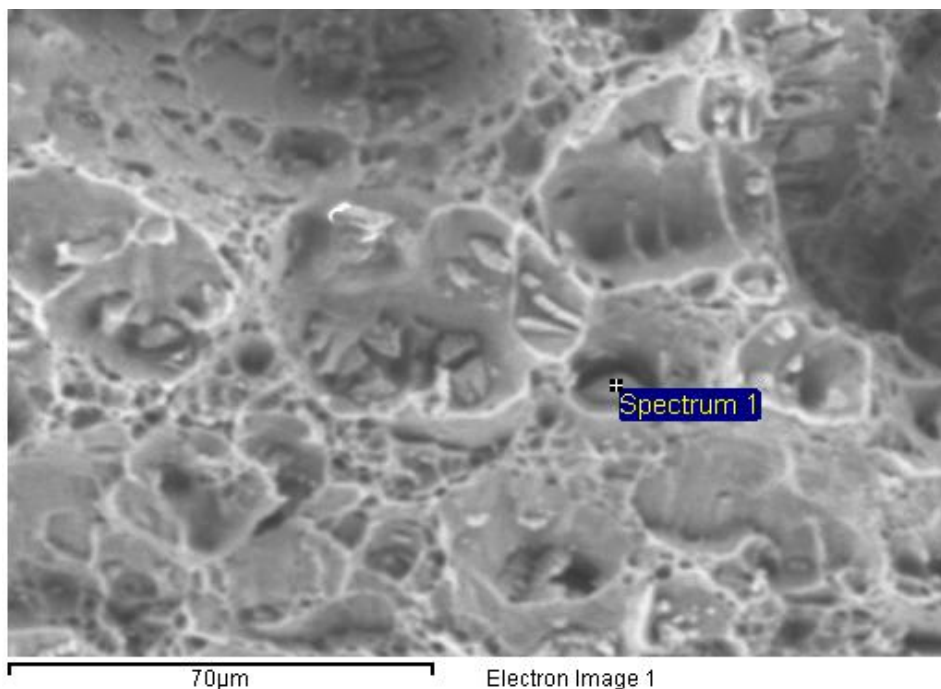
Obr. 3.18 Lomová plocha vzorku DP – A – 012 – 4 – 3

Tab. 3.9 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 012 – 4 – 3

prvek	Mg	Al	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn	celkem
Spectrum 1	1,67	82,11	1,06	1,20	1,67	10,10	2,19	100,00
Spectrum 2	1,13	46,29	4,54	20,43	2,48	18,27	6,87	100,00
Spectrum 3	0,39	57,38	1,32	2,18	5,65	24,11	8,96	100,00
Minimum	1,67	82,11	4,54	20,43	5,65	24,11	8,96	
Maximum	0,39	46,29	1,06	1,20	1,67	10,10	2,19	

Výskyt intermediárních fází můžeme pozorovat také na tepelně zpracovaných vzorcích. Dle chemického složení vyplývá, že pod spektry 1 až 3 se vyskytují rozdílné fáze.

Identifikace vzorku: DP – A – 020 – 6 – 3 / 2,0 mm / 45 min



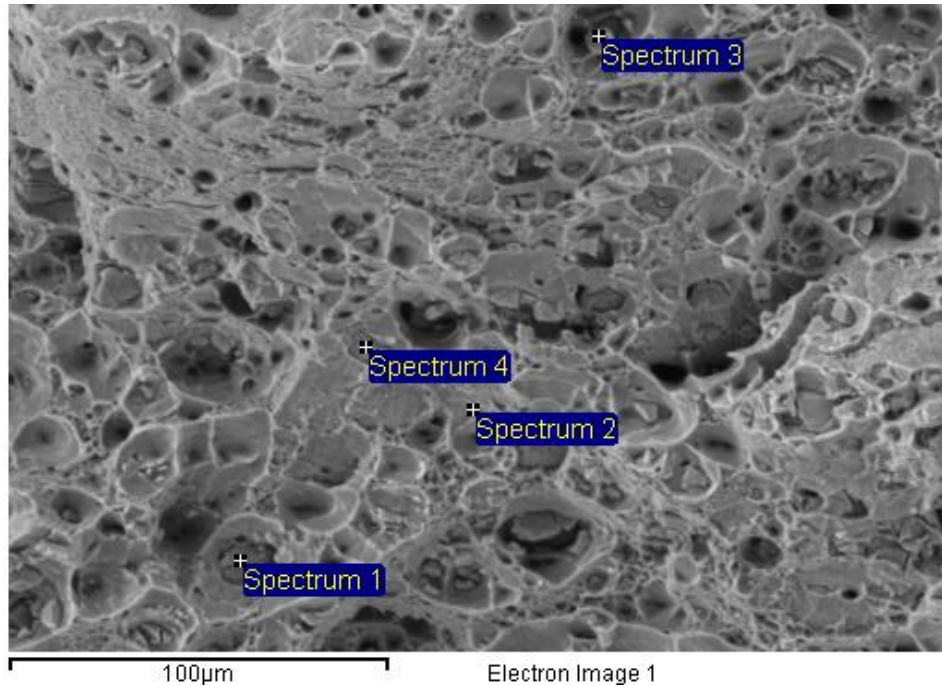
Obr. 3.19 Lomová plocha vzorku DP – A – 020 – 6 – 3

Tab. 3.10 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 020 – 6 – 3

prvek	Mg	Al	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn	celkem
Spectrum 1	0,64	51,12	4,92	7,20		34,61	1,51	100,00

U tohoto vzorku bylo zjišťováno chemické složení pouze jedné fáze, ve které je vysoký obsah Cu, Fe a Mn.

Identifikace vzorku: DP – A – 012 – 8 – 3 / 1,2 mm / 50 min



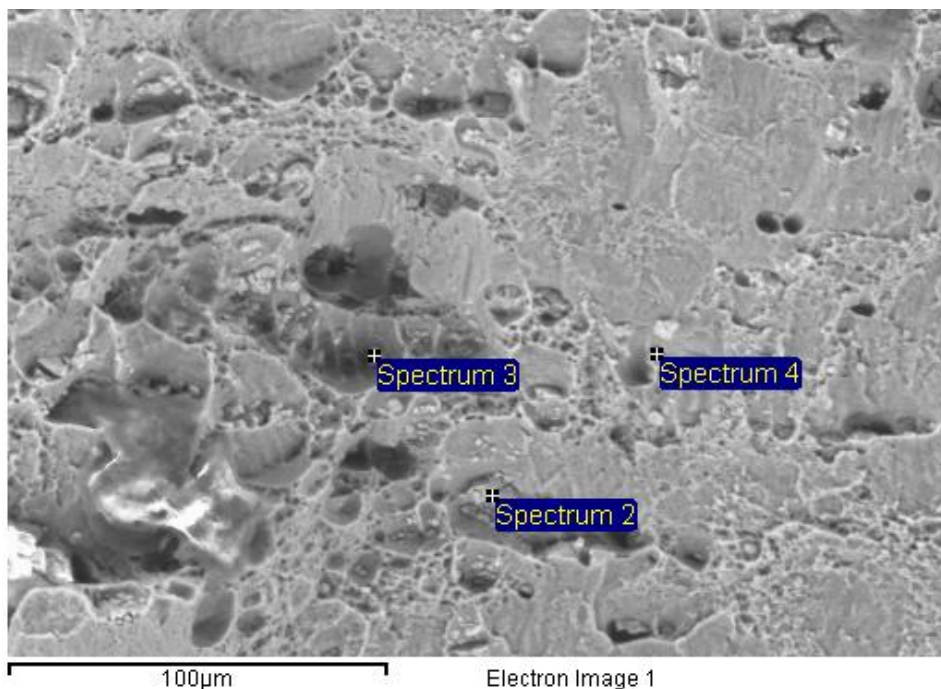
Obr. 3.20 Lomová plocha vzorku DP – A – 012 – 8 – 3

Tab. 3.11 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 012 – 8 – 3

prvek	Mg	Al	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn	celkem
Spectrum 1	0,53	89,66	0,27	1,64	0,41	4,47	2,78	100,00
Spectrum 2	0,48	97,20	0,22	0,52	0,08	0,85		100,00
Spectrum 3	1,36	91,00	0,60	0,16	0,14	5,13	1,11	100,00
Spectrum 4	0,85	95,43		0,66	0,15	2,51	0,35	100,00
Minimum	1,36	97,20	0,60	1,64	0,41	5,13	2,78	
Maximum	0,48	89,66	0,22	0,16	0,08	0,85	0,35	

U plechu 1,2 mm s výdrží 50 min na teplotě rozpouštěcího žíhání jsme pozorovali celkem 4 spektra. Dle chemického složení lze říci, že fáze neobsahovaly tak velké množství Fe, jako tomu bylo u vzorků s kratší dobou výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání.

Identifikace vzorku: DP – A – 020 – 10 – 3 / 2,0 mm / 65 min



Obr. 3.21 Lomová plocha vzorku DP – A – 020 – 10 – 3

Tab. 3.12 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 020 – 10 – 3

prvek	Mg	Al	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn	celkem
Spectrum 2	0,28	97,62	0,45	0,32	0,35	0,58	0,40	100,00
Spectrum 3	0,43	95,37			0,70	2,26	1,24	100,00
Spectrum 4	0,33	97,70	0,36	0,26	0,26	0,64	0,44	100,00
Minimum	0,43	97,70	0,45	0,33	0,70	2,26	1,24	
Maximum	0,28	65,43	0,36	0,26	0,26	0,58	0,40	

Poslední pozorovanou lomovou plochou byl 2,0 mm plech s výdrží na teplotě po dobu 65 min. Pohled na lomovou plochu ukazuje menší výskyt objemných intermediárních fází. Chemická analýza také prokázala menší obsah nežádoucího Fe u všech spekter. Spektrum 2 má téměř shodné chemické složení, jako spektrum 4. Předpokládám, že se bude jednat o shodné fáze.

Fáze 3 je v porovnání s ostatními bohatší na Cu a Zn, také neobsahuje pozorovatelné množství Fe, ani Mn.

Zhodnocením stádia lomových ploch můžeme konstatovat, že se jednalo převážně o tvárné porušení, charakteristické důlkovou morfologií, jen v místech výskytu některých intermediárních fází docházelo ke křehkému porušení. Toto porušení je způsobené změnou napjatostí v mikrolokalitách podle charakteru a morfologie vyskytujících se vměstků (nežádoucích intermediárních fází, například bohatých na Fe). Tvoří se intermediární fáze, které jsou typické větším výskytem některého z nežádoucích prvků v dané slitině (i v plátované vrstvě). Je předpoklad, že budou vznikat komplexy, které budou tvořené několika prvky, což prokazuje i bodová analýza náhodně vybraných oblastí, kde se vyskytují intermediární fáze.

Chemická analýza prokázala u velké části hodnocených intermediárních fází přítomnost nežádoucího Fe. Morfologie takovýchto fází se vykazovala ostrohrannými geometricky pravidelnými útvary. S rostoucí dobou výdrže na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$ jsme mohly na lomových plochách zaznamenat menší výskyt těchto fází, což bylo dále ověřeno chemickou analýzou.

Nedá se říci, že by se ve struktuře materiálu vyskytovaly jednoduché intermediární fáze na bázi Mg_2Cu , Al_3Mg_2 apod., ale spíše se vyskytovaly složité komplexy tvořené z většího množství prvků.

4. Závěr a doporučení

Cílem diplomové práce bylo studium mikrostruktury plechů z materiálu EN-AW 2024 (slitina typu Al-Cu-Mg) opatřených plátovací vrstvou z materiálu EN-AW 1050 (Al o čistotě 99,5 %) a identifikovat výskyt nežádoucích intermediárních fází a posouzení změny mechanických vlastností. Cíle DP byly splněny. Zkoumaný materiál byl dodán společností LATECOERE Czech Republic s.r.o., který jej využívá v oblasti výroby leteckých konstrukcí. Tento materiál našel díky svým vlastnostem uplatnění také v automobilovém průmyslu. Jeho slitiny jsou podporované novými technologiemi, které zlepšují nejen vlastnosti korozní, ale i materiálové. Pokud bude Al slitina obsahovat nežádoucí množství nečistot a intermediárních fází, hrozí nebezpečí vzniku iniciace porušení v těchto mikrolokalitách s vážnými následky.

Statické zkoušky v tahu nemusí vždy prokazovat chemickou heterogenitu zkoumaných materiálů, proto se DP věnovala bližšímu zkoumání jednotlivých mikrolokalit, které mohou charakterizovat výskyt nežádoucích fází. Bližší pozornost byla věnovaná lomovým plochám získaným po statické zkoušce v tahu, kde byly sledované oblasti plátovaných plechů a oblasti základní slitiny. Studium lomových ploch prokázalo, že výskyt nežádoucích fází (jak znázorňuje bodová analýza) byl nerovnoměrně rozložený, obsahující ve většině případů větší množství prvků (dokonce i Fe), čímž se vytvářely nežádoucí komplexy chemických prvků.

Navrhnuté a provedené tepelné zpracování těchto slitin sledovalo různé doby výdrže při rozpouštěcím žíhání $495 \pm 5^\circ\text{C}$, které by mělo zabezpečit rozpouštění velkoobjemových komplexních intermediárních fází. Bodová analýza prokázala přítomnost v těchto nežádoucích fázích železa, které spolu s dalšími prvky tvořilo ostrohranné intermetalické fáze. Nedošlo k dokonalému rozpuštění ani při nejvyšší době výdrže experimentu, avšak lze konstatovat, že s delší dobou výdrže na této teplotě klesalo množství a velikost intermetalických fází s přítomností Fe.

Čas výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání má vliv také na množství nadifundované mědi v plátované vrstvě, která bude také ovlivňovat materiálové a strukturní charakteristiky této slitiny. S vyšším obsahem Cu v plátované vrstvě dojde ke zpevnění vrstvy, avšak základní materiál bude v blízkosti plátované vrstvy o měď ochuzen. V takové oblasti pak dochází ke snížení pevnosti. V našem případě bylo hodnocení pevnostních charakteristik doplněno o měření mikrotvrdomosti, které prokázalo přímý vliv obsahu Cu na tvrdost zkoumaného materiálu.

Charakteristika statických tahových zkoušek prokázala rostoucí tendenci pevnostních vlastností do doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání 40 min pro plech 1,2 mm a 45 min pro plech s tloušťkou 2,0 mm. Teplota rozpouštěcího žíhání byla volena s ohledem na rozpad intermediárních fází. Při dlouhých dobách výdrže hrozí nebezpečí růstu zrna, což potom může vést k opačnému efektu, tedy zkrěhnutí struktury.

Kvalita těchto plátovaných plechů (využívaných v leteckém průmyslu) bude závislá na složení intermediárních fází (křehké, nebo houževnaté), na jejich rozložení a množství v dané struktuře. Při primární technologii slévání bude důležitá kontrola mikrostruktury v závislosti na chemickém složení.

Bude záležet na tloušťce původního plátovaného plechu. Nemělo by docházet k výskytu kumulovaných vměstků, nebo intermediárních fází v primární struktuře, které mohou způsobit při plastické deformaci řádkovitost (ve směru válcování).

Doporučení:

- Věnovat pozornost přebíraným plátovaným plechům před tepelným zpracováním z pohledu mikrostruktury (velikost zrn, řádkovitost, výskyt intermediárních fází).
- Dodržet mikročistotu jak čistého Al, tak plátované slitiny, zejména u nežádoucího prvku, jako je Fe.
- Zamezit přejímce plátovaný plechů, které nedosahují minimální požadované tloušťky ochranné vrstvy.

- Dodržet předepsanou dobu výdrže pro rozpouštěcí žíhání.
- Zamezit (například při manipulaci) poškození povrchu plechu.
- Zkoušku tvrdosti HRB doporučuji doplnit zkouškou mikrotvrdosti.

5. Použitá literatura

- [1] *Periodická tabulka prvků: Hliník*, dne 2014-11-07.
Dostupné z: <http://www.tabulka.cz/prvky/ukaz.asp?id=13>
- [2] MICHNA, Š., LUKÁČ, I., OČENÁŠEK, V., KOŘENÝ, R., DRÁPALA, J., SCHNEIDER, H., MIŠKUFOVÁ, A. a kol., *Encyklopedie hliníku*, Prešov 2005, ISBN 80-89041-88-4
- [3] Cleveland, Cutler J.. (2004). *Encyclopedia of Energy, Volumes 1 - 6*. Elsevier, 2004, 5 376 s., ISBN 978-0121764807
- [4] JANOVEC, J., CEJP, J. a STEIDL, J., *Perspektivní materiály*. Vyd. 3., přeprac. Praha: České vysoké učení technické, 2008, 143 s. ISBN 978-80-01-04167-3.
- [5] *International Aluminium Institute*, dne 2014-10-29.
Dostupné z: <http://www.world-aluminium.org>
- [6] *Hliník a jeho slitiny*, dne 2014-10-08.
Dostupné z: http://www.benjamin.ic.cz/hlinik_slitiny.pdf
- [7] *Bauxite and Alumina*, dne 2014-12-31. Dostupné z: <http://minerals.usgs.gov/minerals/pubs/commodity/bauxite/mcs-2014-bauxi.pdf>
- [8] Singer, D.A., and Menzie, W.D., *Quantitative mineral resource assessments - An integrated approach*. Oxford, United Kingdom, Oxford University Press, 2010, 232 s., ISBN 9780195399592

- [9] Marciano, S., Mugnier, N., Clerin, P., Cristol, B., Moulin, P., *Nanofiltration of Bayer process solutions, Journal of Membrane Science*, 2006, Ročník 281, Číslo 1, s. 260 – 267, ISSN 0376-7388
- [10] *The making of aluminium* [film]. Mexus Education Pvt. Ltd., India 2009
- [11] MACEK, K., ZUNA, P. a kol., *Nauka o materiálu*. Vydavatelství ČVUT, 1999, 209 s.
- [12] Hyspecká, L., *Teorie tepelného zpracování*, VŠB Ostrava 1975, 165 s.
- [13] ČERNÝ, M. a kol., *Korozní vlastnosti kovových konstrukčních materiálů*. Vydavatelství SNTL – Nakladatelství technické literatury, 1984, 264 s.
DT 620.193:669.018
- [14] SEDLÁČEK, V., *Neželezné kovy a slitiny*. 1. vyd. Praha:SNTL, 1979, 400 s.
- [15] *ASM Handbook, Vol. 4, Heat Treating*, ASM International, USA, 1991, April
- [16] ASHBY, M., JONES D., *Engineering Materials*, Pergamon Press, Oxford, 1993.
- [17] VĚTROVEC, V., PAŘEZ, B., *Hliník a jeho použití v elektrotechnice*. Vydavatelství: Knihitisk 1962, 432 s.
- [18] BRDIČKA, R., DVOŘÁK, J., *Základy fyzikální chemie*, ACADEMIA Praha 1977, 857 s.
- [19] Pluhař, J a kol. *Nauka o materiálech*, SNTL Praha, 1989

- [20] SEDLÁČEK, V., KRÁLÍK, F., ŠEJNOHA, R., *Difusní a precipitační procesy v kovových soustavách*. Praha: Academia, 1968, 229 s.
- [21] CHVOJKA, J., BRZOBOHATÝ, M., *Zpracování a použití hliníku a jeho slitin*. Praha: SNTL, 1961.
- [22] MACEK, K., HNILICA, F., STARÝ, V., *Experimentální metody v materiálovém inženýrství*. Vyd. 1. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2008. 198 s. ISBN 978-80-01-03934-2
- [23] Elektronovým mikroskopem do nitra materiálů aneb jak vypadá jejich struktura, dne 2014-11-15. Dostupné z <http://www.fzu.cz/>
- [24] Krpec, M., *Vliv tepelného zpracování plátovaných plechů z Al slitiny 2024 na difúzi mědi*. Praha, 2012. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze. Fakulta strojní.
- [25] FÜRbacher, I, K MACEK a J STEIDL. *Lexikon technických materiálů se zahraničními ekvivalenty: kovy, plasty, keramika, kompozity*. Praha: Dashöfer, 2001, 4 sv. (na volných listech). ISBN 80-862-2902-5.
- [26] *Technické údaje o hliníku*. ALUCAD BOHEMIA, dne 2014-9-25.
Dostupné z: http://www.alucad.cz/public/var/files/file_109.pdf
- [27] ČSN EN ISO 6507-1 (42 0374): *Zkouška tvrdosti podle Vickerse – Část 1: Zkušební metoda*. Praha, Český normalizační institut, 2006.
- [28] *Elektronový mikroskop JEOL JSM-7600F*. Dne 2014-11-10. Dostupné z http://www.jeol.co.jp/en/products/detail/product_file/file/p27_jsm7600f_g01.jj
p

- [29] HRIVŇÁK, I., *Teoria zvaritelnosti kovov a zliatin*. Veda, Bratislava 1989, 342 s. ISBN 80-224-0016-5

6. Použité zkratky a symboly

A	tažnost [%]
Al ₂ O ₃	oxid hlinitý
ČSN EN	evropská technická norma
ČSN	česká technická norma
E	modul pružnosti v tahu (Youngův modul)
G-P	Guinier-Preston
H ₂ O	voda
HCl	kyselina chlorovodíková
HF	kyselina fluorovodíková
hm. %	hmotnostní procento
HNO ₃	kyselina dusičná
ISO	mezinárodní norma
obr.	obrázek
pH	potenciál vodíku
R _e	mez kluzu [MPa]
R _m	mez pevnosti [MPa]
R _{p0,2}	smluvní mez kluzu [MPa]
s.	strana
s.r.o.	společnost s ručením omezeným
zv.	zvětšení
ρ	hustota [g/cm ³]

Seznam příloh

- Příloha 1** Statická zkouška v tahu – tabulka naměřených a vypočtených hodnot pro plech 1,2 mm a 2,0 mm
- Příloha 2** Hodnoty mikrotvrdomosti plechu 2,0 mm
- Příloha 3** Zastoupení hm. % Cu v plátované vrstvě, plech 2,0 mm

Seznam obrázků

- Obr. 2.1 Schéma Bayerovi metody výroby oxidu hlinitého [2]
- Obr. 2.2 Snížení obsahu mědi vlivem působení železa [2]
- Obr. 2.3 Rozdělení slitiny hliníku podle rovnovážného diagramu [2]
- Obr. 2.4 a) Eutektikum slitiny EN AW-2024, zv.1000x [2],
b) Litý stav (AlCu4Mg1), zv.250x [6]
- Obr. 2.5 Efekt teploty stárnutí na pevnost slitiny EN AW-2024 [4]
- Obr. 2.6 Hmotnostní úbytek Al za dva dny v závislosti na pH. 1 – nad roztokem vzduch, 2 – nad roztokem dusík [13]
- Obr. 2.7 Polo-plynulé lití ingotu [2]
- Obr. 2.8 Schéma válcování za tepla [2]
- Obr. 2.9 Schéma válcování za studena – válcovací stolice kvarto [2]
- Obr. 2.10 Interakce elektronů s materiálem [23]
- Obr. 2.11 Schematická ukázka oblastí, v nichž dochází k emisi různých fyzikálních signálů [24]
- Obr. 3.1 Sada vzorků pro tahovou zkoušku
- Obr. 3.2 Schéma zkušebních vzorků pro statickou zkoušku v tahu

Obr. 3.3 Univerzální trhací stroj INSTRON 5582 s nosností rámu 100 kN [24]

Obr. 3.4a Záznam tahové zkoušky pro plech 1,2 mm [24]

Obr. 3.4b Záznam tahové zkoušky pro plech 2,0 mm [24]

Obr. 3.5a Závislost meze pevnost R_m na době výdrže na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$

Obr. 3.5b Závislost meze kluzu $R_{p0,2}$ na době výdrže na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$

Obr. 3.5c Závislost tažnosti A na době výdrže na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$

Obr. 3.6 – Schéma zkoušky tvrdosti podle Vickerse.

Obr. 3.7 Závislost $HV_{0,01}$ na vzdálenosti od povrchu

Obr. 3.8 Schéma měření obsahu Cu – bodová metoda, zv. 500x. [24]

Obr. 3.9a Obsah Cu v plátovací vrstvě, plech 1,2 mm.

Obr. 3.9b Obsah Cu v plátovací vrstvě, plech 2,0 mm.

Obr. 3.10 Velikost $HV_{0,01}$ v závislosti na obsahu hm % Cu

Obr. 3.11a) Vzorek DP-A-020-8-3, 100x zv., b) Vzorek DP-A-020-8-3, 500x zv.

Obr. 3.12 Binární rovnovážný diagram Al – Cu [2]

Obr. 3.13 Ternární diagram Al-Cu-Mg s vyznačením invariantních bodů (mřížka v at. %, osy v km. %). [2]

Obr. 3.14 Elektronovým mikroskopem JEOL JSM-7600F [28]

Obr. 3.15 Lomová plocha a) tepelně nezpracovaná, b) výdrž 65 min na teplotě $495 \pm 5^\circ\text{C}$

Obr. 3.16 Lomová plocha vzorku DP – A – 020 – 0 – 3

Obr. 3.17 Lomová plocha vzorku DP – A – 012 – 0 – 3

Obr. 3.18 Lomová plocha vzorku DP – A – 012 – 4 – 3

Obr. 3.19 Lomová plocha vzorku DP – A – 020 – 6 – 3

Obr. 3.20 Lomová plocha vzorku DP – A – 012 – 8 – 3

Obr. 3.21 Lomová plocha vzorku DP – A – 020 – 10 – 3

Seznam tabulek

Tab. 2.1 Celosvětová spotřeba hliníku a jeho slitin v jednotlivých odvětvích v roce 2002. [2]

Tab. 2.2 Fyzikální vlastnosti čistého hliníku. [5]

Tab. 2.3 Číselné značení dle ČSN EN 573-1 až 3. [2]

Tab. 2.4 Řady slitin Al dle hlavních slitinových prvků. [2]

Tab. 2.5 Číselné značení dle ČSN EN 1706.

Tab. 2.6 Nejvýznamnější tvářené slitiny Al, jejich typické zpracování a vlastnosti. [11]

Tab. 2.7 Vlastnosti vybraných slévárenských slitin hliníku. [11]

Tab. 2.8 Chemická odolnost Al a jeho slitin pro chemické reakce ve vodě a na vzduchu. [2]

Tab. 3.1 Chemické složení EN AW-2024. [25]

Tab. 3.2 Chemické složení EN AW-1050. [26]

Tab. 3.3 Doba výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání vzorků.

Tab. 3.4a Naměřené a vypočtené hodnoty pro plech 1,2 mm.

Tab. 3.4b Naměřené a vypočtené hodnoty pro plech 2,0 mm.

Tab. 3.5 Binární a ternární fáze vyskytující se v systému Al-Cu-Mg.[2]

Tab. 3.6 Seznam vybraných vzorků hodnocených v DP.

Tab. 3.7 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 020 – 0 – 3

Tab. 3.8 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 012 – 0 – 3

Tab. 3.9 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 012 – 4 – 3

Tab. 3.10 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 020 – 6 – 3

Tab. 3.11 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 012 – 8 – 3

Tab. 3.12 Chemické složení bodové analýzy vzorku DP – A – 020 – 10 – 3

Příloha 1 Statická zkouška v tahu – tabulka naměřených a vypočtených hodnot pro plech 1,2 mm a 2,0 mm

Naměřené a vypočtené hodnoty pro plech 1,2 mm

Tahová zkouška					výdrž
měření č.	označení	Rp _{0,2} [Mpa]	Rm [Mpa]	A [%]	t [min]
1	DP-A-012-0-1	273,7	296,4	4,4	0
2	DP-A-012-0-2	274,2	296,6	4	
3	DP-A-012-2-1	267,2	419,1	21,4	1
4	DP-A-012-2-2	261,3	412,4	21,6	
5	DP-A-012-4-1	282	440,6	22,8	33
6	DP-A-012-4-2	276,8	434,2	23,4	
7	DP-A-012-6-1	282,2	441,6	23,6	40
8	DP-A-012-6-2	284,7	444,9	22	
9	DP-A-012-8-1	282,6	444,3	23,6	50
10	DP-A-012-8-2	277,5	438,2	22,2	
11	DP-A-012-10-1	279,2	443,3	24,4	60
12	DP-A-012-10-2	278,7	438,9	23,2	

Naměřené a vypočtené hodnoty pro plech 2,0 mm

Tahová zkouška					výdrž
měření č.	označení	Rp _{0,2} [Mpa]	Rm [Mpa]	A [%]	t [min]
1	DP-A-020-0-1	72,3	168,2	22,8	0
2	DP-A-020-0-2	70,1	167,7	24	
3	DP-A-020-2-1	271,7	441,8	23,2	1
4	DP-A-020-2-2	267,7	435,9	23,2	
5	DP-A-020-4-1	283,5	455,9	24,8	38
6	DP-A-020-4-2	287,4	459,5	24,8	
7	DP-A-020-6-1	283,1	459,6	25,6	45
8	DP-A-020-6-2	283,5	461,8	25,4	
9	DP-A-020-8-1	285,4	460,9	26	55
10	DP-A-020-8-2	283,6	461,1	18,8	
11	DP-A-020-10-1	282,6	457,3	24,6	65
12	DP-A-020-10-2	283,4	461,2	25,4	

Příloha 2 Hodnoty mikrotvrdosti plechu 2,0 mm.

DP-A-020-0-3

0 min

vtisk číslo	rozměr D1 [μm]	rozměr D2 [μm]	HV0,01	Vzdálenost od povrchu [μm]
1	29,1	30,5	20,9	20
2	25,0	24,5	30,3	40
3	24,1	23,4	32,9	60
4	23,3	24,3	32,7	80
5	19,5	19,0	50,0	100
6	19,2	18,8	51,4	120
7	18,6	18,9	52,7	140
8	18,3	18,9	55,7	160

DP-A-020-2-3

1 min

vtisk číslo	rozměr D1 [μm]	rozměr D2 [μm]	HV0,01	Vzdálenost od povrchu [μm]
1	25,6	25,8	28,1	20
2	24,4	24,8	30,6	40
3	31,7	21,2	40,3	60
4	13,2	13,5	104	80
5	13,0	13,1	109	100
6	12,7	12,7	115	120
7	12,7	12,8	114	140
8	12,6	12,7	116	160

DP-A-020-4-3

38 min

vtisk číslo	rozměr D1 [μm]	rozměr D2 [μm]	HV0,01	Vzdálenost od povrchu [μm]
1	23,7	24,7	31,7	20
2	21,0	20,5	43,1	40
3	15,4	15,4	78,2	60
4	12,5	12,7	117	80
5	12,4	12,8	117	100
6	12,9	13,9	110	120
7	12,3	12,0	126	140
8	12,4	12,4	121	160

DP-A-020-6-3 45 min

vtisk číslo	rozměr D1 [μm]	rozměr D2 [μm]	HV0,01	Vzdálenost od povrchu [μm]
1	27,8	30,2	22,0	20
2	17,9	18,2	56,9	40
3	14,8	15,1	83,0	60
4	14,3	14,1	91,9	80
5	12,5	12,7	117	100
6	12,3	12,9	117	120
7	12,1	12,3	125	140
8	12,1	12,3	125	160

DP-A-020-8-3 55 min

vtisk číslo	rozměr D1 [μm]	rozměr D2 [μm]	HV0,01	Vzdálenost od povrchu [μm]
1	24,4	22,8	33,3	20
2	18,6	18,6	53,6	40
3	14,7	15,2	83,0	60
4	1,4	13,9	92,6	80
5	13,0	13,0	110	100
6	12,4	12,2	123	120
7	12,6	12,3	120	140
8	12,3	12,0	126	160

DP-A-020-10-3 65 min

vtisk číslo	rozměr D1 [μm]	rozměr D2 [μm]	HV0,01	Vzdálenost od povrchu [μm]
1	20,9	22,0	40,0	20
2	20,1	19,2	48,0	40
3	15,0	16,7	73,8	60
4	14,8	14,8	84,6	80
5	13,4	13,1	106	100
6	12,5	12,6	118	120
7	12,3	12,4	122	140
8	11,7	12,1	131	160

Příloha 3 Zastoupení hm. % Cu v plátované vrstvě, plech 2,0 mm

hloubka [μm]	0	5	10	15	20	25	30
vzorek č.	% Cu						
DP -A -020 -0 -3	0,18	0,13	0,11	0,11	0,16	0,23	0,22
DP -A -020 -2 -3	0,25	0,21	0,27	0,25	0,31	0,29	0,37
DP -A -020 -4 -3	0,42	0,47	0,56	0,58	0,8	1,05	1,18
DP -A -020 -6 -3	0,51	0,38	0,37	0,33	0,31	0,35	0,33
DP -A -020 -8 -3	0,76	0,61	0,61	0,69	0,79	0,91	0,94
DP -A -020 -10 -3	0,53	0,58	0,55	0,55	0,56	0,6	0,67
hloubka [μm]	35	40	45	50	55	60	65
vzorek č.	% Cu						
DP -A -020 -0 -3	0,18	0,11	0,19	0,27	0,19	0,17	0,29
DP -A -020 -2 -3	0,42	0,55	1,39	2,9	5,14	5,24	5,11
DP -A -020 -4 -3	1,3	1,55	1,85	2,27	2,88	3,66	4,38
DP -A -020 -6 -3	0,39	0,49	0,68	0,74	0,93	1,09	1,16
DP -A -020 -8 -3	1,11	1,34	1,57	1,89	1,98	2,33	2,5
DP -A -020 -10 -3	0,8	0,96	1,05	1,16	1,31	1,53	1,87
hloubka [μm]	70	75	80	85	90	95	100
vzorek č.	% Cu						
DP -A -020 -0 -3	0,46	0,58	0,63	5,41	6,85	2,92	3,84
DP -A -020 -2 -3	5,16	5,28	5,48	5,08	5,12	5,37	5,49
DP -A -020 -4 -3	4,83	5,44	5,37	5,75	5,93	5,78	5,52
DP -A -020 -6 -3	1,33	1,52	1,71	1,98	2,43	2,94	3,55
DP -A -020 -8 -3	2,78	3,29	3,58	3,74	4,16	4,56	5,04