

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE  
FAKULTA STROJNÍ  
ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ



BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Strukturní charakteristiky slitiny 6082 v podmínkách kování

Structure characteristics of alloy 6082 under forging conditions

AUTOR: Krejčí Ondřej

STUDIJNÍ PROGRAM: Teoretický základ strojního inženýrství

VEDOUCÍ PRÁCE: Ing. Horník Jakub, Ph.D.

PRAHA 2021

## Prohlášení

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci „Strukturní charakteristiky slitiny 6082 v podmínkách kování“ vypracoval samostatně pod vedením Ing. Jakuba Horníka, Ph.D. a to výhradně s použitím pramenů a literatury, uvedených v seznamu citovaných zdrojů.

V Praze dne:

Podpis:

## Anotace

Hlavním tématem bakalářské práce je analýza strukturních charakteristik polotovaru vyrobených metodou horizontálního kontinuálního lití (HCM) a jejich změn za působení různých vlivů - jednostupňové nebo víceetupňové deformace či tepelného zpracování. Cílem práce je analýza velikosti zrna, hranice zrn, orientace zrn v různých stavech zpracování pomocí metody difrakce zpětně odražených elektronů (EBSD). Dalším cílem je analýza chemického složení energiově disperzní spektroskopii (EDS) v různých stavech. Posledním cílem práce je hodnocení lomových ploch vzorků po zkoušce tahem.

## Klíčová slova

EN AW 6082, mikrostruktura, HCM, EBSD, EDS, tepelné zpracování, opakovaná deformace, lomová plocha

## Anotation

The main topic of the bachelor's thesis is the analysis of structural characteristics of semi-finished products produced by the method of horizontal continuous casting (HCM) and their changes under the influence of various processing parameters - single-stage or multi-stage deformation or the heat treatment.

The aim of the work is the analysis of grain size, grain boundaries, grain orientation in different states of processing using the backscattered electron diffraction (EBSD) method. Another goal is the analysis of the chemical composition by energy dispersive spectroscopy (EDS) in various states. The last goal of the work is the evaluation of fracture surfaces of samples after tensile test.

## Key words

EN AW 6082, microstructure, HCM, EBSD, EDS, heat treatment, repeated deformation, fracture surface

## Poděkování

Tímto bych chtěl poděkovat vedoucímu své bakalářské práce Ing. Jakubovi Horníkovi, Ph.D., za odborné vedení, cenné rady a připomínky v průběhu vypracování práce. Dále bych rád poděkoval Ing. Vladimírovi Márovi za pomoc při realizaci experimentu a užitečné rady.

## Obsah

<b>ÚVOD</b> .....	<b>7</b>
<b>1. HLINÍK A JEHO SLITINY</b> .....	<b>8</b>
FYZIKÁLNÍ VLASTNOSTI HLINÍKU .....	8
TECHNOLOGICKÉ VLASTNOSTI HLINÍKU .....	8
<b>2. ROZDĚLENÍ SLITIN HLINÍKU</b> .....	<b>10</b>
2.1. SLÉVÁRENSKÉ SLITINY .....	10
2.2. SLITINY PRO TVÁŘENÍ .....	11
2.2.1. Slitiny série 6000 .....	13
<b>3. DEFORMACE</b> .....	<b>16</b>
3.1. PLASTICKÁ DEFORMACE .....	17
3.1.1. Skluz .....	17
3.1.2. Dvojčatění .....	18
<b>4. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ HLINÍKOVÝCH SLITIN</b> .....	<b>19</b>
ŽIHÁNÍ .....	19
4.1.1. Rekrytalizační žihání .....	19
4.1.2. Stabilizační žihání .....	19
4.1.3. Žihání ke snížení pnutí .....	19
4.1.4. Žihání s částečnou rekrytalizací .....	20
4.1.5. Homogenizační žihání .....	20
4.1.6. Žihání na měkko .....	20
4.2. VYTVRZOVÁNÍ .....	20
4.2.1. Rozpad přesyceného tuhého roztoku .....	22
<b>5. ODPEVŇOVACÍ PROCESY PŘI ŽIHÁNÍ</b> .....	<b>23</b>
5.1. ZOTAVENÍ .....	24
5.1.1. ZOTAVENÍ BODOVÝCH PORUCH .....	24
5.1.2. POLYGONIZACE .....	24
5.2. REKRYTALIZACE .....	25
5.2.1. Mechanismus rekrytalizace .....	25
5.2.2. Sekundární rekrytalizace .....	27
5.2.3. Činitelé ovlivňující rekrytalizaci .....	28
5.2.4. Dynamické odpevňovací procesy .....	30
<b>6. ANALYTICKÁ METODA EBSD</b> .....	<b>31</b>
6.1. PRINCIP METODY EBSD .....	32
6.1.1. Model dvou interakcí .....	32
6.1.2. Kanálovací model .....	33
<b>EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST</b> .....	<b>34</b>
<b>7. PŘÍPRAVA VZORKŮ K METALOGRAFII</b> .....	<b>35</b>
<b>8. EBSD ANALÝZA VZORKŮ</b> .....	<b>36</b>
8.1. VELIKOST ZRNA .....	37
8.1.1. SHRNUTÍ - VELIKOST ZRNA .....	40
8.2. NÍZKOUHLOVÉ A VYSOKOUHLOVÉ HRANICE ZRN .....	41
8.3. INVERZNÍ PÓLOVÉ OBRAZCE .....	44
<b>9. ANALÝZA CHEMICKÉHO SLOŽENÍ</b> .....	<b>47</b>
9.1. VZOREK 2 .....	47
9.2. VZOREK 22 .....	49
9.3. VZOREK 22X .....	50

9.4.	VZOREK 224 .....	51
9.5.	VZOREK 224x .....	52
<b>10.</b>	<b>FRAKTOGRAFICKÁ ANALÝZA .....</b>	<b>54</b>
<b>11.</b>	<b>MECHANICKÉ VLASTNOSTI .....</b>	<b>56</b>
<b>12.</b>	<b>DISKUZE .....</b>	<b>57</b>
	<b>ZÁVĚRY .....</b>	<b>60</b>
	<b>ZDROJE .....</b>	<b>62</b>
	<b>SEZNAM TABULEK .....</b>	<b>64</b>
	<b>SEZNAM OBRÁZKŮ .....</b>	<b>64</b>
	<b>SEZNAM ROVNIC.....</b>	<b>65</b>
	<b>PŘÍLOHA A - INVERZNÍ PÓLOVÉ OBRAZCE VE SMĚRU X A Y .....</b>	<b>66</b>
	<b>PŘÍLOHA B - LOMOVÉ PLOCHY S EDS MAPAMI.....</b>	<b>70</b>

## Úvod

Hliník je z hlediska světové spotřeby nejpoužívanější neželezný kov, jeho spotřeba každoročně roste, v roce 2021 je odhadována na 64,2 milionu tun. Široké uplatnění nachází z důvodu výborných mechanických vlastností, vynikající odolnosti vůči korozi a přesto nízké hmotnosti. Hliník se proto stal zajímavou alternativou ke slitinám železa. Hliník a jeho slitiny nachází uplatnění v rozmanitých oblastech, největší podíl použití nalezneme v oblasti výroby obalů (plechovky a fólie), která tvoří více než 40 % roční spotřeby hliníku. Další významné odvětví je stavební průmysl a dopravní průmysl, zejména automobilový. Právě v automobilovém průmyslu jsou dnes ve velkém množství využívány slitiny Al-Mg-Si, kam patří i relativně nová slitina EN AW 6082, která je předmětem této práce.

## 1. Hliník a jeho slitiny

Hliník je velmi lehký kov, který je na čerstvém řezu stříbřitě bílý a lesklý. Na vzduchu je relativně stabilní, z důvodu tvorby ochranné vrstvy oxidu hlinitého  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Z hlediska spotřeby je tento kov světově nejpoužívanější neželezný kov. Hliník a jeho slitiny se používají v různých oborech, je používán z důvodu velmi dobrých mechanických vlastností, nízké hmotnosti a dobré korozní odolnosti. Pro tyto vlastnosti je využíván i ve strojírenství a stavebnictví. Hliník je rovněž velmi dobrý elektrický vodič, proto nalézá využití v elektrotechnice. [1,2,6]

### Fyzikální vlastnosti hliníku

Hliník má kubickou plošně středěnou mřížku (K12). To je důvod, proč je hliník relativně měkký a tvárný. Samotný hliník má obecně nízké pevnostní vlastnosti, z tohoto důvodu není příliš použitelný jako konstrukční materiál. Zlepšení jeho pevnostních vlastností získáme legováním jedním či více legujícími prvky (měď, hořčík, mangan, křemík, zinek,...). Vybrané fyzikální veličiny hliníku jsou uvedeny v následující tabulce č.1: [1,2]

Tabulka 1 Fyzikální vlastnosti hliníku [1]

Vlastnosti	Hodnoty
Hustota	2,6989 $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ (při 20 °C)
Teplota tavení	660,4 °C
Teplota varu	2494 °C
Tepelná vodivost	247 $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}$ (při 25 °C)
Elektrická vodivost	62 % IACS (Al 99,8) 65 – 66 % IACS (Al 99,999+)
Atomová hmotnost	26.98154
Elektrický odpor	26,2 $\text{n}\Omega\cdot\text{m}$ (Al 99,999+ při 20 °C) 26,55 $\text{n}\Omega\cdot\text{m}$ (Al 99,8 při 20 °C)

### Technologické vlastnosti hliníku

Technologické vlastnosti jsou soubor fyzikálních a mechanických vlastností, které určují, zda je možné vyrobit výrobek danou metodou či nikoliv. Mezi nejdůležitější



náleží slévatelnost, tvárnost, svařitelnost a obrobiteľnosť. Tyto vlastnosti se zjišťují pomocí technologických zkoušek, které hodnotí, jak je materiál vhodný k použití zvolené technologické metody. [1,2]

### *Slévatelnost*

Slévatelnost je schopnost slitiny vytvořit kvalitní tvarově složitě odlitky. Materiály s nejlepší slévatelností se vyznačují úzkým teplotním intervalem krystalizace, což bývá u slitin s eutektickou přeměnou. Slévatelnost je rovněž značně závislá na viskozitě a povrchovém napětí taveniny. [1,2]

### *Tvárnost*

Tvárnost je schopnost materiálu změnit svůj tvar při působení vnějších sil. Je nutné, aby změna tvaru nevedla k porušení celkové celistvosti materiálu. Tvárnost ovlivňuje mnoho faktorů, zejména typ mřížky, chemické složení, mikrostruktura, teplota tváření, druh napjatosti a stav tepelného zpracování tvářeného materiálu. Tvárnost materiálu je jedna z nejhojněji využívaných technologických vlastností u dílů vyrobených ze slitin hliníku. [1,2]

### *Svařitelnost*

Svařitelnost je schopnost materiálu vytvořit kvalitní svarový spoj, který má požadovanou pevnost, houževnatost a čistotu. Svarový spoj ovlivňuje zejména metoda svařování, struktura či chemické složení spojovaných materiálů. Dobrou svařitelnost mají všechny nevytvrditelné slitiny hliníku, z vytvrditelných slitin pouze slitiny AlMgSi a AlZnMg. [1,2]

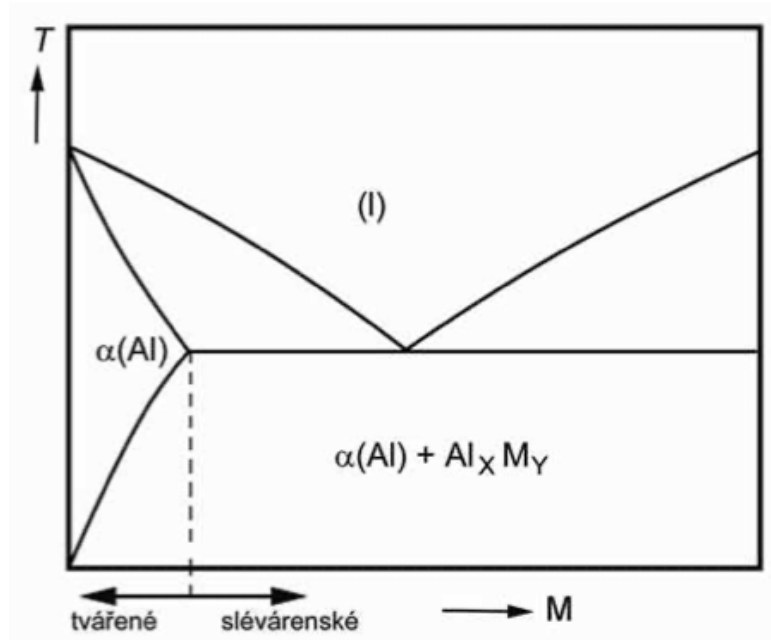
### *Obrobiteľnosť*

Pojem obrobiteľnosť shrnuje mnoho různých faktorů ovlivňujících obráběný materiál. Nejedná se tedy o veličinu a nelze ani popsat číslem. Na obrobiteľnosť má vliv struktura materiálu, jeho chemické složení a mechanické vlastnosti, životnost nástrojů, zvolená obráběcí metoda, řezné síly, kvalita povrchu či tvar třísky. [1]

V porovnání s ostatními kovovými konstrukčními materiály lze charakterizovat hliníkové slitiny jako ty lépe obrobiteľné. Obrobiteľnosť čistého hliníku lze považovat za velmi špatnou, na druhou stranu obrobiteľnosť hliníkových slitin je velmi dobrá. [1]

## 2. Rozdělení slitin hliníku

Slitiny hliníku lze rozdělit na slitiny slévárenské a na slitiny pro tváření. U slitin pro tváření je při tváření žádoucí převládající plastický tuhý roztok  $\alpha$ . Tvářené slitiny obsahují nižší množství legujících prvků. Slévárenské slitiny mají vyšší obsahy legujících prvků, které tvoří ve struktuře křehké a tvrdé fáze. Pro zlepšení slévatelnosti je žádoucí vznik eutektika. Rozdělení hliníkových slitin lze pozorovat na obr.1. [1,2]



Obr. 1 Rozdělení hliníkových slitin [2]

### 2.1. Slévárenské slitiny

Jedná se o slitiny, které mají vyšší procento legujících prvků, a nejsou tak vhodné pro tváření.

Oproti jiným slévárenským slitinám, hliníkové slitiny se vyznačují několika výhodami. Jedná se o nízkou teplotu tání, úzký teplotní interval krystalizace či korozní odolnost. Jediným rozpustným plynem ve slitině je vodík, který lze minimalizovat vhodnými technologickými podmínkami. Většina slitin se rovněž může chlubit nízkým rizikem vzniku trhlin za tepla. [1,2]

Dle ASM rozlišujeme hliníkové slévárenské slitiny na základě obsahu legujících prvků na tyto druhy:

### *Slitiny typu Al-Cu*

Tento druh slitin se vyznačuje dobrými pevnostními vlastnostmi, které lze ještě vylepšit přidáním niklu a hořčíku. Jsou rovněž otěruvzdorné, na druhou stranu nemají tak dobrou slévatelnost a mají nižší odolnost proti korozi. [1]

### *Slitiny typu Al-Cu-Si*

Přidáním legury křemíku dochází ke zlepšení slévatelnosti oproti slitinám typu Al-Cu. Jedná se o hojně používané slitiny. Při vysokém obsahu křemíku (až do 22 %) se vyznačují tyto slitiny vysokou otěruvzdorností. [1]

### *Slitiny typu Al-Si*

Používají se u aplikací požadujících zároveň dobrou slévatelnost i korozní odolnost. Mají taktéž velmi dobrou zabíhavost a úzký teplotní interval krystalizace. Obsah křemíku bývá od 5 do 13 %. [1]

### *Slitiny typu Al-Mg*

V mořské vodě vynikají velmi dobrou korozní odolností, kterou lze ještě zvýšit použitím vysoce čistých surovin ve výrobě. Jsou dobře obrobitelné a svařitelné, naopak ale mají horší slévatelnost. [1]

### *Slitiny typu Al-Zn-Mg*

Již v litém stavu se vyznačují dobrými pevnostními vlastnostmi a jsou rovněž odolné vůči korozi. Mají ale špatnou slévatelnost. [1]

### *Slitiny typu Al-Sn*

Tyto slitiny se používají speciálně na výrobu kluzných ložisek. Obsah cínu je okolo 6 % . Nevýhodou je široký teplotní interval krystalizace. [1]

## 2.2. Slitiny pro tváření

Slitiny hliníku pro tváření mají menší množství legur, z důvodu plasticity tvářených slitin. Hlavním požadavkem pro tyto slitiny je dobrá tvárnost za studena i za tepla. Rozdělení slitin hliníku podle EN 573-1 je uvedeno v následující tabulce č.2 : [1,2]

Tabulka 2 Rozdělení hliníkových slitin pro tváření dle EN 573-1[1]

Hlavní legující prvek	Označení série
Hliník čistoty minimálně 99,00 %	1000
Měď	2000
Mangan	3000
Křemík	4000
Hořčík	5000
Hořčík a křemík	6000
Zinek	7000
Jiné prvky	8000
Nepoužitá skupina	9000

#### *Série 1000*

Slitiny této série se vyznačují výbornými fyzikálními vlastnostmi, zejména vysokou tepelnou a elektrickou vodivostí a korozní odolností. Jsou rovněž velmi dobře zpracovatelné. Na druhou stranu mají horší mechanické vlastnosti. Využívají se v elektrotechnice, chemickém průmyslu či v energetice. [1,5]

#### *Série 2000*

Dosahují nejlepších pevnostních vlastností po tepelném zpracování. Jsou náchylné ke korozi, zejména mezikrystalické, proto bývají za účelem vyšší korozní odolnosti ještě plátovány čistým hliníkem či slitinami ze série 6000. Používají se v leteckém a v automobilovém průmyslu. [1,2,5]

#### *Série 3000*

Slitiny série 3000 jsou tepelně zpracovatelné, ale nelze je vytvrzovat. Legující prvek mangan zvyšuje pevnostní vlastnosti slitiny. Obsah manganu dosahuje 1,5 %, další přidávání této legury by bylo již neefektivní. Jsou svařitelné a mají velmi dobrou korozní odolnost. Používají se u výměníků tepla či v automobilovém a chemickém průmyslu. [1,2,5]

### *Série 4000*

Slitiny Al-Si lze tepelně zpracovat, pro vytvrzování je nutné přidání dalších legur, např. hořčíku. Mají vysokou odolnost proti opotřebení. Slitiny s vyšším obsahem křemíku (do 12 %) se používají k výrobě svářecích drátů či kovaných pístů motorů [1,5]

### *Série 5000*

Tyto slitiny se zpevňují pouze tvářením za studena. Jsou dobře svařitelné a mají dobrou odolnost proti korozi. Obsah hlavního legujícího prvku hořčíku by měl dosáhnout maximálně 6 %. Slitiny s vyšším obsahem hořčíku (více než 3,5 %) jsou při vyšších teplotách (65°C) náchylné k tvorbě trhlin. Lze je použít k výrobě trupů lodí či plechovek. [1,2,5]

### *Série 6000*

Z této série pochází i slitina 6082, proto se jí věnuji detailněji v kapitole 2.2.1.

### *Série 7000*

Slitiny Al-Zn při legování hořčíkem dosahují po vytvrzení nejvyšších pevnostních vlastností z celé skupiny hliníkových slitin. Nevýhodou je nižší korozní odolnost, kterou lze zvýšit přestárnutím za cenu snížení pevnostních vlastností. Využívají se zejména na vysoce namáhané díly v leteckém a automobilovém průmyslu. [1,5]

#### 2.2.1. Slitiny série 6000

Hlavními legujícími prvky slitiny Al-Mg-Si jsou hořčík a křemík. Důležitý je i jejich poměr, který ovlivňuje např. vytvrzovací teplotu. Velkou roli hraje v těchto slitinách fáze  $Mg_2Si$ , která umožňuje, že jsou tyto slitiny tepelně zpracovatelné. Velkou výhodou je vynikající schopnost ke tváření, rovněž jsou svařitelné, odolné vůči korozi a obrobitelné. Přispívají také ke zvýšení pevnostních vlastností slitiny, ale oproti slitinám sérií 2xxx a 7xxx jsou tyto vlastnosti nižší, po vytvrzení dosahuje pevnost v tahu 350 MPa. [1,2,5]

Dle obsahu a poměru hlavních legujících prvků hořčíku a křemíku lze slitiny rozdělit na tři skupiny: [7]

V první skupině obsah hořčíku a křemíku nepřesahuje 1,5 %, poměr těchto legur je vyvážený, nebo je obsah křemíku mírně vyšší. Slitiny z této skupiny mají nízkou citlivost na kritickou ochlazovací rychlost, a proto mohou být po tepelném zpracování ochlazovány na vzduchu. Příkladem slitin je 6063 či zkoumaná 6082. [7]

Druhá skupina slitin má vyšší obsah hořčíku a křemíku přesahující 1,5 %. Poměr je vyvážený. Typicky je přidáván i vyšší obsah mědi, do 0,3 % . Dalšími legujícími prvky (mangan, zirkonium, chrom) se zjemňuje zrna materiálu. Slitiny dosahují vyšších pevnostních vlastností než první skupina. Při tepelném zpracování je nutné použít vyšší teploty než u první skupiny slitin. Typickým příkladem je slitina 6061. [7]

Slitiny třetí skupiny mají obsah hořčíku a křemíku ještě vyšší a obsah křemíku značně převyšuje obsah hořčíku. Vyšší obsah křemíku zvyšuje pevnost, vyšší rozdíl křemíku a hořčíku už není tak výhodný (hraniční hodnota rozdílu je 0,2 %). Na druhou stranu vyšší obsah křemíku způsobuje lom na hranicích zrn. Přidáním manganu, chromu či zirkonu lze tento negativní účinek snížit, jelikož tyto legury brání rekrytalizaci při tepelném zpracování. Typickými zástupci jsou slitiny 6009, 6010 a 6351. [7]

Slitiny této série nalézají využití v profilech ve stavebnictví, v součástech pro výrobu automobilových karoserií či v rámech jízdních kol. [2,7]

#### 2.2.1.1. Slitina EN AW 6082

Jedná se o středně pevnou, relativně novou slitinu, která má nejvyšší pevnost ze všech slitin série 6000. Vyniká vynikající odolností proti korozi, dobrou obrobiteľnosť a svařitelností. Chemické složení slitiny je uvedeno v následující tabulce č.3 : [1,7]

*Tabulka 3 Chemické složení slitiny EN AW 6082 dle normy 573-3 v hmotnostních procentech [7]*

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,7 - 1,3	max 0,5	max 0,1	0,4 - 1	0,6 - 1,2	max 0,25	max 0,2	max 0,1	zbytek

Slitina je tepelně zpracovatelná, vytvrditelná. Doporučené technologické parametry tepelného zpracování a mechanické vlastnosti po různých tepelných zpracování jsou uvedeny v následujících tabulkách č.4 a č.5 : [1,7]

*Tabulka 4 Doporučené technologické parametry tepelného zpracování slitiny EN AW 6082 [1]*

Způsob tepelného zpracování	Doporučené parametry tepelného zpracování
Žihání na měkko	Výdrž na teplotě 350 °C po dobu 4 hodin, následuje ochlazování na vzduchu rychlostí maximálně 100 °C/hod. do 200 °C.
Rozpouštěcí žihání	Výdrž na teplotě 510 °C po dobu 1 hodiny, následuje ochlazování ve vodě o teplotě 20 až 40 °C.
Umělé stárnutí	Výdrž na teplotě 170 °C po dobu 6 hodin, následuje ochlazení na vzduchu.

*Tabulka 5 Typické mechanické vlastnosti slitiny EN AW 6082 po tepelném zpracování [7]*

Stav materiálu*	Pevnost v tahu R <sub>m</sub> min [MPa]	Smluvní mez kluzu R <sub>p0,2</sub> [MPa]	Tažnost A <sub>min</sub> [%]	Tvrdość dle Brinella HBW [-]
T4	205	110	14	70
T6	290	250	8	95

\*Stavy materiálů:

T4 - Po rozpouštěcím žiháním a přirozeném stárnutí.

T6 - Po rozpouštěcím žiháním a umělém stárnutí.

Tato slitina má velmi široké uplatnění, obecně se používá pro vysoce namáhané díly, zejména v automobilovém a leteckém průmyslu. Mezi další aplikace patří offshore konstrukce, díly železničních vagónů, rámy jízdních kol, tlakové nádoby či mosty. [5,7]

#### *Legující prvky a nečistoty slitiny EN AW 6082*

Legující prvky jsou přidávány do slitiny z důvodu vylepšení vlastností a rozšíření použitelnosti. U hliníkových slitin dosahuje maximální obsah legujících prvků 10 %. Další složkou slitin bývají nečistoty, ty většinou dosahují maximálně 0,15 % obsahu. [7]

hořčík a křemík - Účinky již byly popsány v kapitole 2.2.1.

železo - Jedná se o nejčastější nečistotu objevující se v hliníkových slitinách, tvoří intermetalické fáze. Snižuje velikost zrna. [7]

měď - Použití mědi jako legury v materiálech, které podléhají tepelnému zpracování a stárnutí, zvyšuje pevnost a tvrdost, na druhou stranu snižuje tažnost. Při přidání více než 0,5 % mědi může docházet k mezikrystalické korozi.[7]

mangan - Je používán z důvodů zvýšení pevnosti materiálu. Při precipitaci brání růstu zrn. [7]

chrom - Chrom jako legura přispívá ke zjemňování zrna. Má velký vliv na elektrický odpor. U slitin hliníku této série 6000 brání rekrystalizaci při tepelném zpracování či při práci za vysokých teplot. [7]

zinek - V kombinaci s hliníkem zinek výrazně zvyšuje pevnostní vlastnosti slitiny, proto dosahují slitiny série 7000 nejvyšších pevnostních vlastností. [7]

titan - V hliníku komerční čistoty se běžně objevuje v množství 0,001 až 0,01 %. Při přítomnosti bóru ve slitině tvoří titan intermediární fázi  $TiB_2$ , která zjemňuje zrno. [7]

### 3. Deformace

Deformace vzniká působením napětí, které je vyvoláno vnějšími silami. Dělí se na elastickou, anelastickou a plastickou deformaci.

Elastická deformace zaniká ukončením působení vnějších sil, jedná se tedy o deformaci vratnou a také časově závislou.

O anelastickou deformaci se jedná v případech, kdy se rychlost zatěžování blíží rychlosti šíření deformace. Poté dochází ke zpoždění deformace oproti napětí. U statického zatížení se anelastická deformace zanedbává. [3]



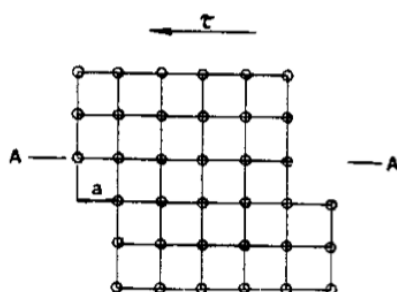
### 3.1. Plastická deformace

Plastická deformace způsobuje nevratnou změnu materiálu. K této deformaci dochází při překročení meze pružnosti, kdy již Hookeův zákon není platný, a proto závislost mezi zatížením a deformací není přímo úměrná. Plastickou deformaci nejvíce ovlivňují teplota a rychlost zatěžování. U kovů je plastická deformace časově závislá pouze do tvářecí teploty, pro kterou platí  $T \leq 0,3 \times T_{TÁNÍ}$ . [3]

Nejběžnější mechanizmem plastické deformace je skluz, méně častým je dvojčatění. [3]

#### 3.1.1. Skluz

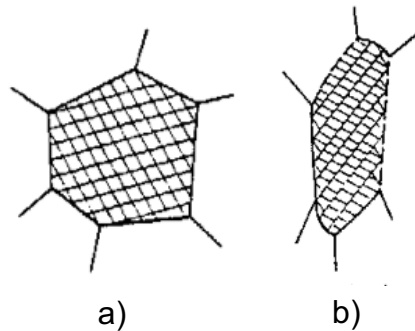
Při skluzu dochází k posunu atomů o celé meziatomové vzdálenosti za působení skluzového napětí. Minimální dostatečná hodnota skluzového napětí k dosažení skluzu se nazývá kritické skluzové napětí. Kritické skluzové napětí závisí na teplotě a na čistotě materiálu. Skluz nastává primárně v rovinách a směrech s nejhustěji obsazenými atomy, nazývanými skluzové roviny a skluzové směry. Pro hliník, který má kubickou plošně středěnou mřížku K12, je nejběžnější skluzovou rovinou  $\{1\ 1\ 1\}$  a skluzový směr  $\langle 1\ 1\ 0 \rangle$ . Princip deformace skluzem je znázorněn na následujícím obrázku č.2: [3]



Obr. 2 Deformace skluzem [3]

Ve skutečnosti, z důvodu nedokonalosti skutečné krystalové mřížky, nenastává skluz posunem celých skluzových rovin, ale dochází ke skluzu dislokací. Skluzový pohyb dislokací primárně směřuje do rovin s minimem překážek pro pohyb dislokací.

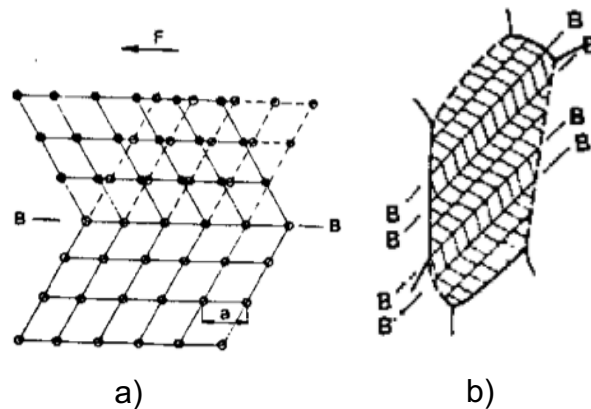
Skluzem deformované zrno je oproti nedeformovanému zrnu více protáhlé, jak lze pozorovat na obrázcích č.3a a 3b: [3]



Obr. 3 a) Nedeformované zrno, b) Deformované zrno skluzem [3]

### 3.1.2. Dvojčatění

Dvojčatění je speciální případ skluzu, kdy se atomy přemísťují jen o části meziatomových vzdáleností, nikoliv o celé meziatomové vzdálenosti. Při dvojčatění dochází k posunu části krystalické mřížky, která vytvoří zrcadlový obraz k původní krystalové mřížce. Tento obraz je zrcadlově symetrický dle roviny dvojčatění, jak lze vidět na obrázku č.4a. Dvojčatění je méně častý mechanismus plastické deformace z důvodu vyšší hodnoty kritického napětí oproti skluzu. K dvojčatění dochází v místech s nedostatečným počtem skluzových systémů. Podporujícími vlivy pro dvojčatění jsou nízká deformační teplota a vysoká deformační rychlost. Zrno po kombinaci deformací skluzem a dvojčatěním lze pozorovat na obr.4b. [3]



Obr. 4 a) Deformace dvojčatěním, b) Zrno po kombinaci deformací skluzem a dvojčatěním [3]

## 4. Tepelné zpracování hliníkových slitin

Tepelná zpracování slévárenských slitin a slitin pro tváření se příliš neliší, proto se pro oba typy slitin popisují dohromady. Dělí se na 2 základní celky, na žíhání a na vytvrzování. [1]

### Žíhání

Žíháním se dosahuje rovnovážnější struktury oproti původní. Provádí se obvykle z důvodu snížení nebo eliminace zbytkových napětí, zlepšení technologických vlastností, odstranění následků z předchozího mechanického zpracování či snížení heterogenity struktury. Žíhání začíná postupným zahříváním materiálu až na požadovanou teplotu, následuje výdrž materiálu na této teplotě po zvolenou dobu a končí postupným obvykle pomalým ochlazováním na finální pokojovou teplotu. Klíčovými parametry žíhání jsou žíhací teplota a doba výdrže. [1,3]

U hliníkových slitin jsou používány tyto druhy žíhání:

#### 4.1.1. Rekrystalizační žíhání

Jedná se o žíhání materiálu již tvářeného za studena. Původní deformovaná struktura se mění na novou rekrystalizovanou strukturu. Dochází ke zlepšení plastických vlastností na úkor pevnostních vlastností původního materiálu. Žíhací teploty se obvykle pohybují mezi 250 a 500 °C. Tyto teploty značně ovlivňuje původní deformace struktury po tváření za studena a čistota hliníku, tedy jeho chemický obsah ve slitině (legury rekrystalizační proces zpomalují). Rekrystalizačním žíháním se rovněž může měnit velikost zrna, zrno se obvykle zjemňuje. [1,3]

#### 4.1.2. Stabilizační žíhání

Účelem stabilizačního žíhání je stabilizovat strukturu a rozměry součásti, rovněž jeho mechanické, fyzikální a chemické vlastnosti. Žíhací teploty jsou v rozmezí 240 a 350 °C. Využívá se pro díly pracujících při zvýšených teplotách, zejména pro odlitky. [1]

#### 4.1.3. Žíhání ke snížení pnutí

Cílem žíhání je snížení pnutí po mechanických operacích. Končí řízeným ochlazováním, které by mělo zamezit vzniku nových zbytkových napětí. Obvyklé žíhací

teploty jsou v rozsahu od 300 do 400 °C. Řízené ochlazování se provádí minimálně do teploty 200 °C. [1,3]

#### 4.1.4. Žihání s částečnou rekrystalizací

Dochází ke vzniku částečně rekrystalizované struktury, která má také určitou část tvářené struktury. Obvykle se používají podobné teploty žihání jako u rekrystalizačního žihání, tedy mezi 250 a 500 °C, na rozdíl od rekrystalizačního žihání je ale celková doba žihání výrazně kratší, aby nedošlo k vytvoření celkové rekrystalizované struktury. [1]

#### 4.1.5. Homogenizační žihání

Homogenizačním žiháním se snižuje nežádoucí nehomogenita chemického složení difúzními procesy. Žihá se obvykle při vysokých teplotách, které se blíží teplotě solidu. Doba žihání závisí na chemickém složení a struktuře slitiny, obecně se jedná o nejdelší tepelné zpracování. Může se provádět i dvojstupňová homogenizace, kdy se postupně žihá při dvou různých teplotách.[1,3]

#### 4.1.6. Žihání na měkko

Cílem žihání na měkko je změkčení mikrostruktury. Žihání na měkko se provádí za účelem snížení tvrdosti a zlepšení obrobitelnosti výsledného materiálu. Žihací teploty se pohybují mezi 350 a 450 °C. [2]

### 4.2. Vytvrzování

Jedná se o tepelné zpracování, které se provádí za účelem zvýšení pevnostních vlastností. Mění rovněž fyzikální a technologické vlastnosti. Základními nutnými (nikoliv ale dostačujícími) předpoklady pro vytvrditelnost slitiny jsou tyto:

1. Slitina musí mít dostatečný podíl legujícího prvku či prvků.
2. Legující prvky či prvek musí být dostatečně rozpustný v tuhém roztoku  $\alpha(\text{Al})$ .
3. S rostoucí teplotou se musí rozpustnost legur či legury zvyšovat. [1,2]

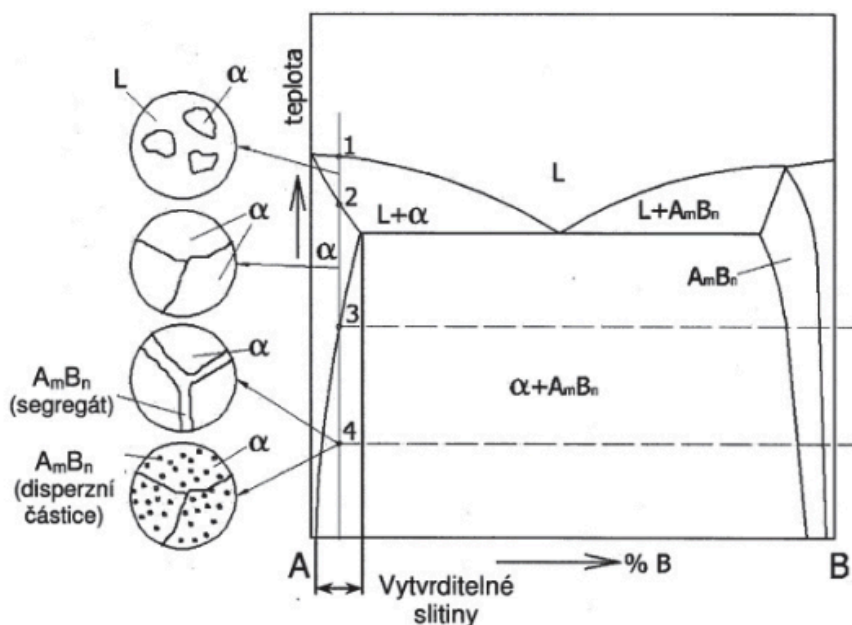
Typický binární diagram vytvrditelné Al slitiny je uveden na obrázku č.5.

Vytvrzovací proces se skládá z těchto tří operací:

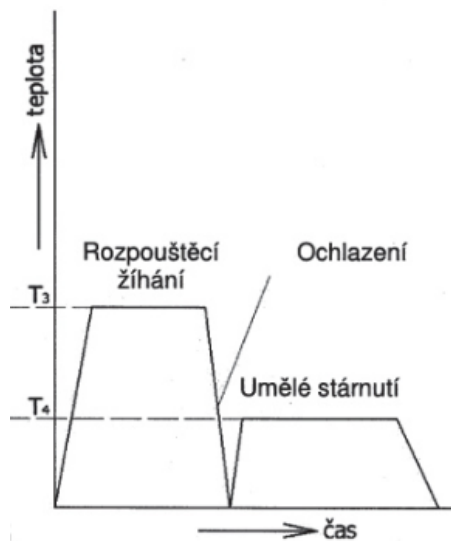
*Rozpouštěcí žíhání* - Celý proces začíná ohřátím slitiny nad teplotu solvu, tedy do oblasti tuhého roztoku. Následuje výdrž na této teplotě po tak dlouhou dobu, aby se jedna nebo více intermetalických fází (např.  $Mg_2Si$ ,  $CuAl_2$ ) rozpustily v tuhém roztoku. Žíhací teploty u slitin hliníku se pohybují mezi 470 a 530 °C. [1-3]

*Rychlé ochlazení* - Následuje rychlé ochlazení kritickou či nadkritickou rychlostí, které zabrání difúzi a vyloučení minoritní vytvrzující fáze po hranicích zrn, což by značně zhoršilo plastické vlastnosti a houževnatost. Tuhý roztok tudíž zůstává přesycený. Kritická rychlost ochlazování je nejmenší rychlost ochlazení, při které ještě nenastane rozpad tuhého roztoku. [1,4]

*Stárnutí* - Rozlišujeme umělé a přirozené stárnutí. Umělé stárnutí probíhá při zvýšené teplotě, obvykle mezi 90 a 200 °C, přirozené stárnutí naopak probíhá při pokojové teplotě. Při stárnutí dochází k precipitačnímu rozpadu přesyceného roztoku, kdy se vylučují velice jemné částice intermediálních fází, tzv. precipitáty. Precipitáty brání skluzu dislokací, čímž dochází ke značnému zvýšení pevnosti a tvrdosti slitiny. Schéma celého cyklu vytvrzování je na obrázku č.6. [2 - 4]



Obr. 5 Typický binární diagram vytvrzitelné Al slitiny [4]



Obr. 6 Schéma teplotního cyklu vytvrzování [4]

Stav materiálu po vytvrzování se značí dle normy ČSN EN 515 písmenem T, po kterém ještě následuje číslice specifikující způsob tepelného zpracování. Stav materiálu se zapisuje za značku slitiny. Nejběžněji používaná vytvrzování jsou označena jako T4 a T6. T4 vyjadřuje stav materiálu po rozpouštěcím žíhání a přirozeném stárnutí, T6 je stav po rozpouštěcím žíhání a umělém stárnutí. [1,4]

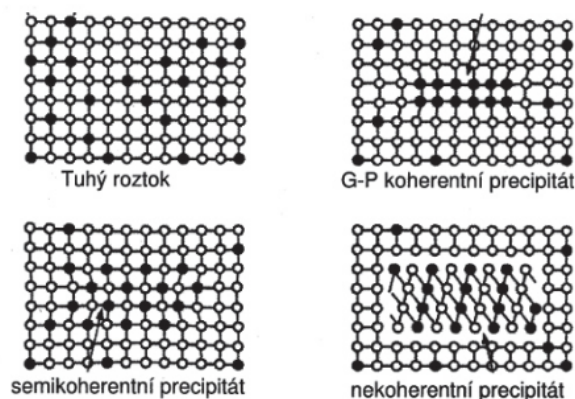
#### 4.2.1. Rozpad přesyceného tuhého roztoku

Precipitace začíná shlukováním atomů do koherentních útvarů, tzv. Guinier - Prestonových zón. Tyto útvary dále stále rostou až vzniká nová fáze, tzv. přechodný precipitát. Při vzniku a růstu G - P zón dochází ke zpevnění (z důvodu bránění skluzu dislokací) a zhoršení plastických vlastností. Mřížkové parametry se čím dál tím více odlišují od matrice a rozhraní se tak stává semikoherentní. [2,4]

Nakonec se vytvoří vlastní krystalová struktura, rovnovážný precipitát, který je již nekoherentní s matricí. Z hlediska pevnostních vlastností dojde k maximu právě při vzniku nekoherentního rozhraní. V tomto stavu dislokace nemohou přejít přes nekoherentní precipitát a musí ho obcházet, dochází tedy ke změně zpevňovacího mechanismu. Celý průběh precipitace je znázorněn na obrázku č.7. [2,4]

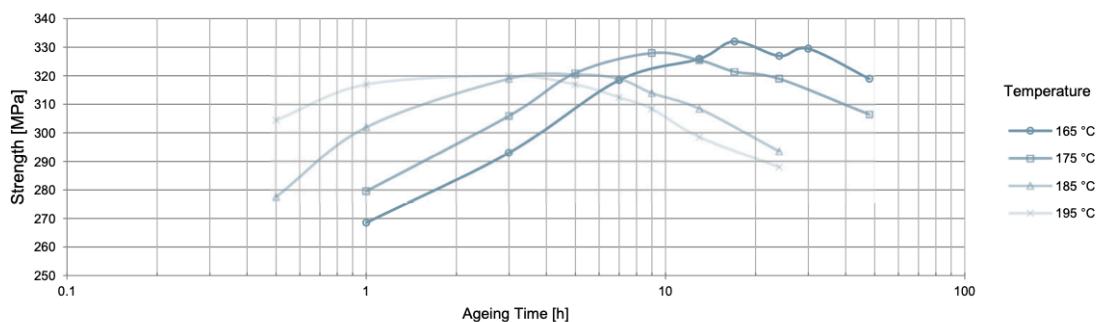
Při pokračování procesu může dojít k přestárnutí, stavu, kdy dochází k zhoršování pevnostních vlastností a růstu plastických vlastností. Tento stav nastává z důvodu hrubnutí částic, které snižuje jejich počet a klesá tak vytvrzovací efekt. Přestárnutí je nežádoucí.

Precipitace je difúzní děj, proto jsou hlavními parametry teplota a čas. [4]



Obr. 7 Průběh precipitace [4]

Závislost těchto parametrů můžeme zjistit z vytvrzovacích křivek. Vytvrzovací křivka pro slitinu EN AW 6082 je uvedena na následujícím obrázku č.8. [4]



Obr. 8 Vytvrzovací křivka slitiny Al-Mg-Si týkající se změn mezí pevnosti [7]

## 5. Odpevňovací procesy při žíhání

Během deformací kovů dochází k pohlcování části deformační práce kovem, do kterého se pohlcená energie uloží. Tato uložená energie má za následek růst vnitřní energie kovu, kdy se tak kov dostává do termodynamicky nerovnovážného stavu.

Žíháním tvářeného kovu se uložená energie uvolňuje a pohání tak odpevňovací procesy, jimiž jsou zotavení a rekrytalizace. Tyto děje nelze od sebe striktně oddělit, z důvodu vzájemného prolínání a ovlivňování. [2,3,10,19]

## 5.1. Zotavení

Při zotavení nevznikají nová nedeformovaná zrna, deformační struktura zůstává neměnná. Zotavení probíhá při teplotách od 0,25 až do 0,3 $T_{\text{TÁNÍ}}$ . Projevuje se eliminací přebytečných bodových poruch. Rovněž dochází ke snížení dislokační hustoty a změně uspořádání dislokací. Hodnoty fyzikálních vlastností, jako jsou elektrická či tepelná vodivost, se snižují, mechanické vlastnosti se mění jen velmi málo. Na zotavení má vliv zejména typ materiálu, konkrétně jeho energie vrstevné chyby, která značně ovlivňuje velikost odpevnění a množství uvolněné uložené energie. Obecně se hliník řadí k materiálům s nejvyšší energií vrstevné chyby, tudíž zotavení u hliníkových slitin funguje snadno.

První fází zotavení je zotavení bodových poruch, druhou fází je tzv. polygonizace. [2,10,11]

### 5.1.1. Zotavení bodových poruch

K zotavení bodových poruch dochází díky teplotně poháněné anihilaci, kdy dochází ke střetnutí vakancí a intersticiálů. Mezi další děje ovlivňující bodové poruchy patří zejména migrace poruch k norům. Rychlost zotavování bodových poruch se popisuje následující rovnicí (1) [10]:

$$-\frac{dc}{dt} = K_0 \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) c^\alpha \quad (1)$$

kde  $c$  je koncentrace bodových poruch,  $t$  je doba žitání potřebná k dosažení  $c$ ,  $K_0$  je teplotně a koncentračně nezávislá konstanta,  $\Delta H$  je aktivační entalpie procesu,  $R$  je plynová konstanta,  $T$  je teplota a  $\alpha$  je řád kinetiky zotavování. [2,10]

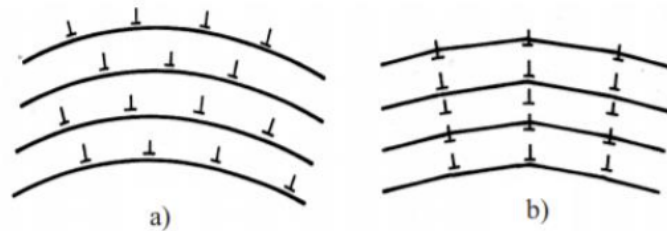
Jak lze pozorovat z rovnice (1), rychlost zotavení s teplotou exponenciálně roste. [10]

### 5.1.2. Polygonizace

Při polygonizaci dochází uvnitř zrn k vytvoření substruktury, která je tvořena subzrny. Subzrna jsou ohraničena dislokacemi, tvořící dislokační stěny, tzv. subhranice. Schématické zobrazení polygonizace lze pozorovat na obr. č.9. Tyto dislokace tak nalézají stabilní polohu, což vede ke snížení uložené energie. Dislokace se pohybují ze začátku skluzem, později je řídicí pohyb šplhání. Pravděpodobnost a intenzita polygonizace značně roste s teplotou. Další veličinou ovlivňující polygonizaci je energie vrstevné chyby. Vysoká energie vrstevné chyby ztěžuje štěpení dislokací, což má za následek snazší přeskupování dislokací a tím vyšší uplatnění polygonizace. U hliníku dochází k odpevnění polygonizací až ze 40 %.



Ke konci této fáze se subzrna mohou spojovat a vytvářet tak rekrytalizační zárodky. Zotavení tak může být přípravnou fází rekrytalizace. Na druhou stranu polygonizace značně snižuje uloženou energii, což vede k poklesu hnací síly následné rekrytalizace. [2,10,19]



Obr. 9 Schématické znázornění polygonizace a) deformovaná struktura b) zotavená struktura [10]

## 5.2. Rekrytalizace

Během rekrytalizace se uvolňuje zbytek uložené energie. Dochází k pohybu velkoúhlových hranicích zrn, které se pohybují z oblastí s nižší hustotou dislokací, do oblastí s vyšší hustotou dislokací. Při tomto pohybu pojmou dislokace z deformovaných oblastí. Hustota dislokací se tak značně snižuje, až na hodnotu před plastickou deformací. Rovněž vzniká z deformované struktury struktura nová, jejíž zrna mají polyedrický tvar. Přitom dochází k výraznému snížení hodnot mechanických vlastností (jako jsou mez kluzu či tvrdost), naopak ale narůstají vlastnosti plastické (tažnost, houževnatost). Rekrytalizaci můžeme rozdělit na primární rekrytalizaci, růst zrna a navazující děje, nazývající se sekundární a terciální rekrytalizace. [2,10,11]

### 5.2.1. Mechanismus rekrytalizace

Primární rekrytalizace probíhá při teplotách od  $0,35$  až do  $0,45 \times T_{\text{TÁNÍ}}$ , u některých slitin může dosahovat až na hodnotu  $0,7 \times T_{\text{TÁNÍ}}$ . Při primární rekrytalizaci nejčastěji vznikají a rostou zárodky nových zrn. Pokud jsou plastické deformace příliš malé, nemusí vznikat nové zárodky. Pokud tento případ nastane, rekrytalizace probíhá skrz pohyb původních velkoúhlových hranic zrn. Oba tyto případy se řadí do diskontinuální rekrytalizace.

Kontinuální rekrytalizace nastává tehdy, když brzdící síly v důsledku segregace a precipitace jsou vyšší než síly hnací. Poté se velkoúhlové hranice zrn nepohybují a odpeňovací proces tak probíhá v celém objemu materiálu skrz tvorbu a rozklad precipitátu.

Diskontinuální rekrytalizace se obvykle dělí na nukleaci a fázi růstu zrn, která trvá až do doby, kdy je deformovaná struktura nahrazena rostoucími zrny. To nastává v okamžiku, kdy se rostoucí zrna začínají navzájem dotýkat. [2,10,19]

Vznik nových zárodků zrn se popisuje mnoha modely. Nejčastěji se používaly modely růstu subzrn migrací jejich hranic, koalescencí (splýváním) subzrn a model deformačně podmíněné migrace zrn.

Model růstu subzrn migrací hranic považuje základy zárodků jako malá bezdeformační polygonizovaná subzrna, která vznikají šplháním dislokací a změnou jejich uspořádání. Maloúhlová hranice migruje a mění se ve velkoúhlovou hranici, která dotvoří nový zárodek.

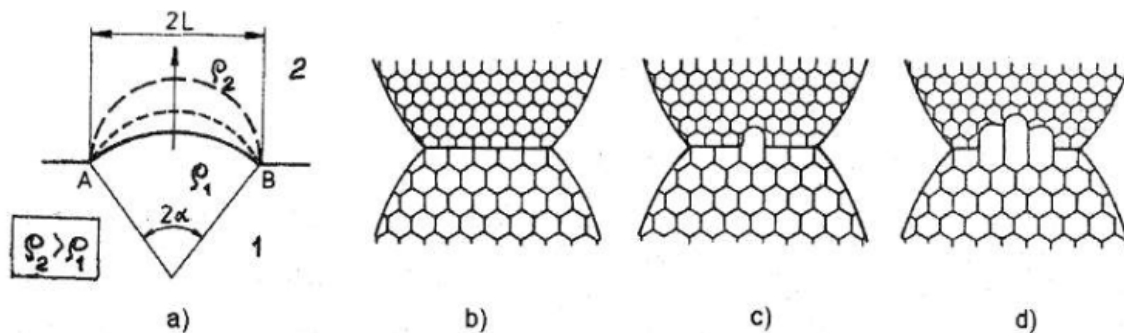
Dle modelu koalescence subzrn se blízká subzrna začínají spojovat vlivem postupného rozpadu maloúhlových hranic, které jsou mezi nimi. Během spojování dochází rovněž k natáčení subzrn, které vyrovnává původní vzájemné disorientace.

Proces končí vytvořením rekrytalizovaného zárodku (zrna) s velkoúhlovými hranicemi vzhledem k matici. Vzniklý zárodek může dále růst, jelikož rozměr zárodku je větší než kritický. [2,10,19]

Dle modelu pro vznik zárodků v málo deformovaných polykrystalických kovech se omezená část původní hranice pohybuje a vychyluje se v kulový vrchlík. Schéma lze pozorovat na obr. č.10a. Stále více se vychylující kulový vrchlík migruje do místa s vyšší hustotou dislokací. Schématický postup vychýlení vrchlíku je uveden na obr. č.10b až 10d. Sousední zrna se při malých deformacích značně liší v hustotě dislokací, což je dáno tím, že deformace nezasáhnou celá zrna, ale jen jejich část. Lišící se dislokační hustota sousedních zrn je velmi typická pro malé deformace. Migraci vrchlíku pohání energie úměrná rozdílu hustot dislokací po obou hranicích. Energetická podmínka pro vytvoření kulového vrchlíku je dána rovnicí (2) [10]:

$$L > \frac{2\gamma}{\Delta U} \quad (2)$$

kde  $\Delta U$  je rozdíl uložené energie na jednotku objemu přes pohybující se hranici a  $\gamma$  je měrná energie hranice zrna. [2,10,19]



Obr. 10 Schéma vychýlení původní hranice zrna v kulový vrchlík a) model b) až d) schématický postup vychýlení vrchlíku [10]

V dnešní době vedou dvě představy o vzniku rekrytalizačních zárodků. První představa hovoří o vzniku zárodků ze zotavených subzrn o malých objemech, dle druhé vznikají zárodky ze substrukturních buněk s nízkou hustotou dislokací, které se vždy vyskytují ve struktuře po deformaci. Zárodky začínají růst po dosažení nutné disorientace (z malouhlových hranic se změni velkouhlové) a po dosažení potřebné velikosti, kdy splní energetickou podmínku růstu. Nukleaci nejvíce brzdí cizí atomy v tuhém roztoku a jemné částice vylučované na dislokacích.

Po nukleaci nastává fáze růstu zrn. Primární rekrytalizace se jen velmi těžko odděluje od růstu zrna. V případě rovnovážného růstu, lze považovat konec primární rekrytalizace v momentě, kdy rekrytalizovaná zrna dosahují průměrně velikosti desítek  $\mu\text{m}$ . [2,10]

Po primární rekrytalizaci navazuje fáze hrubnutí zrna. Hnací silou této fáze je snižování celkové energie hranic zrn. Tato fáze je bržděna cizími atomy, zejména pak nečistotami vznikajícími na hranicích zrn. Dalšími brzdícími členy jsou částice disperzních fází, na kterých se hranice zachytávají. Nejvíce brzdí fázi hrubnutí zrna částice o velikosti přibližně  $50 \mu\text{m}$ . [2,10]

### 5.2.2. Sekundární rekrytalizace

Při sekundární rekrytalizaci dochází k růstu určitých zrn na úkor zrn sousedních, což má za následek lokální zhrubnutí zrna. Sekundární rekrytalizace nenastává pokaždé, záleží na daném materiálu (nastává pouze u některých kovů a slitin) a je rovněž nutné překročení určité vysoké teploty, která je pro každý materiál specifická.

Sekundární rekrytalizace začíná velmi pomalu, před jejím začátkem nastává inkubační perioda - prodleva před růstem vybraných zrn. Narůstající zrna jsou oproti sousedním zrnům větší, rostou rychleji a mají značně jinou orientaci. Naopak u

sousedních zrn dochází k brzdění. Brzdění je dáno částicemi jiné fáze či existencí výrazné primární rekrytalizační textury. Hnací síla sekundární rekrytalizace je totožná s hnací silou primární rekrytalizace, jedná se o úbytek povrchové energie hranic zrn. Oproti hnací síle primární rekrytalizace je ale menší (přibližně o 2 řády). Sekundární rekrytalizace se považuje za nežádoucí jev, který vytváří hrubozrnnou heterogenní strukturu značně se lišící od struktury po primární rekrytalizaci. Výrazně hrubozrnné struktury se ale dá i využít, např. k výrobě trafoplechů. [2,10,11,19]

### 5.2.3. Činitelé ovlivňující rekrytalizaci

Parametrů ovlivňující rekrytalizaci je relativně velké množství, v následujícím textu jsou vybrány ty nejdůležitější.

#### 5.2.3.1. Druh a čistota materiálu

Již probíraným činitelem je energie vrstevné chyby. Vysoká hodnota energie vrstevné chyby usnadňuje pohyblivost dislokací a napomáhá tak polygonizaci, která pak brzdí rekrytalizaci. Je to zřejmé zejména u materiálů s vysokou hodnotou energie vrstevné chyby, např. hliníku, u kterého může dojít k výraznému potlačení rekrytalizace.

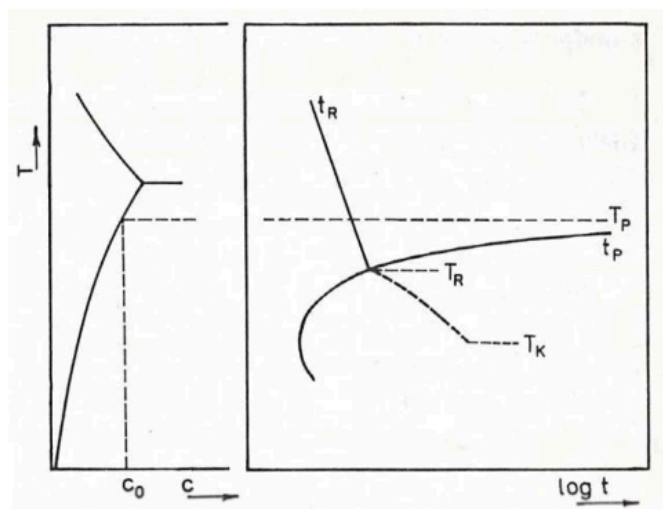
Dalším faktorem je čistota materiálu, zejména stopová množství příměsí, jejichž napěťová pole interagují s poruchami mřížky a dochází tak k brzdění odpevňovacích procesů. To má za následek snížení pohyblivosti poruch mřížky, které negativně ovlivňuje vznik rekrytalizačních zárodků i pohyblivost hranic zrn. Přidáním vyššího množství stopových prvků nad určitou hranici může dojít k ovlivnění podmínek deformace či hodnot energie vrstevné chyby, což vede ke skokové změně rekrytalizačního procesu. Vliv jednotlivých příměsí je rovněž rozdílný. U hliníku brzdí rekrytalizaci výrazně více atomy železa, než např. mědi či křemíku. Přidané cizí prvky zvyšují i rekrytalizační teplotu. Tento vliv je velmi jasně patrný u hliníku, viz. tabulka č.6. [1,10,19]

Tabulka 6 Vliv čistoty hliníku na rekrytalizační teplotu [12]

Hmotnostní podíl Al [hm. %]	Rekrytalizační teplota [°C]
99,0	288
99,96	225
99,9996	185
99,99996	50
99,999999	20

### 5.2.3.2. Vliv precipitace

U vytvrzovaných slitin má rovněž velký vliv na rekrystalizaci precipitát či disperzní částice. Částice mohou rekrystalizaci urychlovat i zpomalovat, záleží na faktorech jako je množství, velikost, rozložení či vylučovací doba částic. Na obrázku č.11 je uveden t-T diagram binární slitiny, kde je vyznačena doba precipitace  $t_p$ , doba rekrystalizace  $t_r$  a teplota  $T_R$ , kdy rekrystalizace a precipitace začínají současně.



Obr. 11 t-T diagram binární slitiny s vyznačenými dobami rekrystalizace a precipitace [10]

Při teplotách  $T > T_P$  nedochází k precipitaci, rekrystalizace je bržděna částicemi rozpuštěného prvku v tuhém roztoku. Při teplotách  $T > T_R$  a zároveň  $T < T_P$  nastává precipitace v plně či částečně rekrystalizované struktuře. Při plné rekrystalizaci je vliv totožný jako v předešlém případě. Při částečné rekrystalizaci nastává zbrzdění finalizace rekrystalizace, jelikož v oblastech, které ještě nejsou rekrystalizovány, dochází přednostně k vylučování precipitátu a destabilizaci těchto oblastí. Při teplotách  $T > T_K$  a zároveň  $T < T_R$  je precipitátem bržděn pohyb rekrystalizace i přerozdělování dislokací během tvorby rekrystalizace. Precipitát do velikosti 5 nm nejvíce brzdí nukleaci. Precipitát pak dekoruje dislokace a snižuje tak dislokační pohyblivost. Pokud je precipitát hrubší, tento efekt se snižuje, na druhou stranu ale začíná brzdit migraci velkoúhlových hranic. [10,19]

#### 5.2.3.3. *Vliv velikosti zrna*

Zjemněním zrna se rekrytalizace urychluje, jelikož nukleace probíhá přednostně na hranicích zrn. Velikost zrna má velký vliv na druh nukleačního mechanismu. Při menší velikosti zrn převládá zejména mechanismus deformačně indukované migrace hranic zrn, u větších velikostí zrn převažuje mechanismus koalescence a růstu subzrn. [10,11]

#### 5.2.3.4. *Vliv stupně deformace*

Po malých, tzv. kritických, deformacích strmě roste zrna a zhoršují se mechanické vlastnosti. Hodnota kritické deformace není striktně definována, závisí na mnoha faktorech, mezi nejdůležitější patří druh a čistota materiálu, velikost původního zrna či podmínky deformace a žíhání. Hodnota kritické deformace obvykle bývá v rozmezí 1 až 12 %. Oblasti kritické deformace se v praxi obvykle vyhýbá.

Po středních a velkých deformacích zvyšuje rostoucí stupeň deformace množství uložené energie, čímž se zvyšuje rychlost nukleace i rychlost migrace hranic. Rekrytalizace se tak s rostoucí deformací urychluje. [2,10,19]

#### 5.2.3.5. *Další vlivy*

Dalšími důležitými parametry ovlivňující rekrytalizaci jsou doba a teplota rekrytalizačního žíhání. Pro vznik rekrytalizace je nutné překročit určitou minimální teplotu, která je specifická pro každý materiál. S rostoucí teplotou se zvětšuje podíl odpevnění způsobeného rekrytalizací, jelikož dochází ke zrychlení difúze, což vede ke zrychlení migrace hranic zrn. Rychlost ohřevu na rekrytalizační teplotu materiálu také patří mezi parametry ovlivňující celkovou rekrytalizaci. Rychlý ohřev způsobuje vznik jemnějších rekrytalizovaných zrn. Pomalým ohřevem dochází ke zpoždění rekrytalizace a vytváří se podmínky pro postupné zotavení. Pomalý ohřev nemá velký vliv na velikost konečných rekrytalizovaných zrn. [2,10,19]

#### 5.2.4. *Dynamické odpevňovací procesy*

Během tváření dochází obvykle k zpevňovacím procesům. V případě, kdy roste deformační teplota, dochází ke změně podílu deformačních mechanismů, což může vést až ke vzniku odpevňovacích procesů. Intenzita odpevňování se s rostoucí teplotou zvyšuje. Parametry ovlivňujícími odpevňování jsou deformační teplota, velikost a rychlost.

Dynamické odpevňovací procesy se dělí na dynamické zotavení a dynamickou rekrytalizaci.

Dynamické zotavení se skládá ze zpevňovacích a odpevňovacích procesů, které běží současně. Hnací síla zotavení je tvořena vnitřním napětím a vnějším působícím napětím. Dominantním mechanismem při dynamickém zotavení je příčný skluz, který se uplatňuje přednostně u kovů s vysokou energií vrstevné chyby, jako je např. hliník. Během dynamického zotavení nastává vznik subzrn, jejichž velikost a vzájemná disorientace je závislá na materiálu, teplotě a rychlosti deformace. V porovnání se staticky zotavenými subzrny, jsou zrna po dynamickém zotavení větší, mají zúžené hranice a substruktura je výraznější. Průběh dynamického zotavení je oproti statickému zotavení rychlejší.

Dynamická rekrytalizace se rovněž skládá ze souběžně běžících zpevňovacích a odpevňovacích dějů. Uplatňuje se zejména u kovů s nízkou energií vrstevné chyby (např. měď, nikl a jejich slitiny), kde se výrazně neprojeví dynamické zotavení. Oproti statické se dynamická rekrytalizace liší kinetikou. Při dynamické rekrytalizaci roste dislokační hustota v deformované matici i v již rekrytalizovaných zrnech, dochází tak ke snížení hnací síly pro růst, až se růst úplně zastaví. Rekrytalizovaná zrna tak mají danou maximální velikost, do které mohou narůst. Na druhou stranu se dislokační substruktura díky deformaci stále mění a tudíž vznikají stále nové a nové zárodky. Rychlost a teplota deformace jsou hlavními parametry ovlivňující velikost odpevňovacích procesů. K dynamické rekrytalizaci je nutná vyšší teplota i stupeň deformace než k rekrytalizaci statické. Zrna po dynamické rekrytalizaci mají oproti staticky rekrytalizovaným zrnům vyšší dislokační hustotu a jsou mírně protažena ve směru deformace. Dynamická rekrytalizace má větší odpevňovací účinek než dynamické zotavení.[10,19]

## 6. Analytická metoda EBSD

Metoda difrakce zpětně odražených elektronů, zkráceně EBSD, je experimentální metoda využívající elektromagnetické záření, konkrétně proud elektronů, ke zkoumání vnitřní stavby materiálu. K této metodě jsou využívány řádkovací elektronové mikroskopy. Vysílaný proud elektronů (tzv. primárních elektronů) ze zdroje mikroskopu

dopadá na povrch materiálu, kde elektrony prochází materiálem do určité hloubky. Při průniku materiálem se primární elektrony sráží s částicemi hmoty materiálu. Srážky bývají zejména nepružné, tedy mají za důsledek snížení kinetické energie a elektrony se tak zpomalují. V materiálu dochází k celé řadě dějů, ze kterých vznikají různé typy detekovatelných signálů - sekundární elektrony, zpětně odražené elektrony, Augerovy elektrony, rentgenová záření a jiné. Jednotlivé signály pochází z různé hloubky zkoumaného materiálu. Pro metodu EBSD jsou nejdůležitějšími signály zpětně odražené elektrony s nízkou ztrátou energie. [8,9]

### 6.1. Princip metody EBSD

Vznik difrakce EBSD je obvykle popisován pomocí následujících dvou modelů, modelem dvou interakcí a kanálovacím modelem. [8]

#### 6.1.1. Model dvou interakcí

Stopy EBSD vznikají během dvou fází, které se ale navzájem neovlivňují.

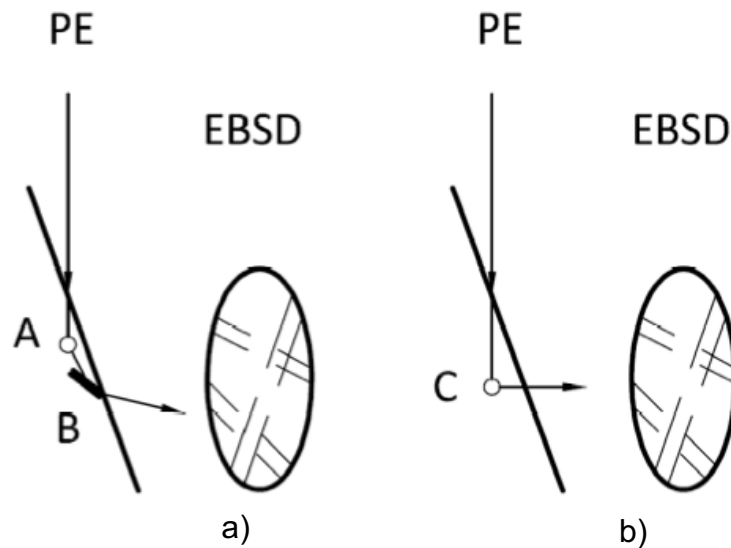
- 1) Primární elektrony proniknou materiálem až do hloubky 10 až 50 nm, kde dochází k difúzi elektronů do všech směrů. Energetická ztráta elektronů by měla být relativně malá, od 3 do 10 % energie primárních elektronů.
- 2) Elektrony rozptýlené v předešlé fázi pronikají materiálem až do okamžiku, kdy narazí na vhodně orientované systémy krystalových rovin, které vyhovují Braggově difrakční podmínce, uvedené v následující rovnici (3) [9] :

$$n\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta \quad (3)$$

kde  $n$  je řád difrakce,  $\lambda$  je vlnová délka elektronu,  $d_{hkl}$  je mezivzrostová vzdálenost difraktujících rovin a  $\theta$  je úhel dopadu elektronů na danou osnovu rovin. [8,9]

V tomto momentě nastává difrakce elektronů. Po difrakci vychází z materiálu elektrony po přímkových trajektoriích, jež jsou povrchkami kuželů s vrcholovým úhlem  $4\theta$ . Elektrony následně dorazí do stínítka, kde vytvoří hyperboly se zanedbatelnou křivostí, které jsou aproximovány do difrakčních linií. Difrakční linie se skládají z difrakčních pásů, které tvoří dvojinterakční difrakční model. Simulace na základě difrakčního modelu a kinematické teorie difrakce umožňují indexaci difrakčních obrazců. Schéma modelu dvou interakcí popisuje následující obrázek č.12a. [8,9]





Obr. 12 a) schéma modelu dvou interakcí, b) schéma kanálovacího modelu.  
*A = nepružný difúzní rozptyl, B = braggovská difrakce, C = kanálovací interakce. [8]*

#### 6.1.2. Kanálovací model

Tento model vychází z tzv. teorému reciprocity mezi difrakcí zpětně rozptýlených elektronů a stopami kanálování elektronů. Teorém se zakládá na kanálování elektronů. Kanálování je považováno za difrakční jev, kterým se mění pravděpodobnost nepružných srážek s atomy vzorku. Z teorému vyplývá, že cesta elektronových paprsků se uvažuje jako opačná. Schéma kanálovacího modelu je uvedeno na obrázku č.12b. [8,9]

## Experimentální část

V experimentální části práce bylo hodnoceno celkem 5 vzorků o různých stavech. Všechny vzorky byly odlity metodou horizontálního kontinuálního lití (HCM). Některé vzorky byly pēchovány či tepelně zpracovány. Označení a stavy vzorků jsou popsány v následující tabulce č.7. Jednotlivé parametry zpracování vzorků byly vybrány tak, aby byly co nejbližší podmínkám kování, při kterých vzniká skutečný výrobek.

*Tabulka 7 Zkoumané vzorky*

Označení	Stav vzorku
2	Litý stav
22	Deformace 20 %
22x	Deformace 20 % + tepelné zpracování
224	Deformace 20 % + 40 %
224x	Deformace 20 % + 40 % + tepelné zpracování

V použitém značení písmeno „x“ vyjadřuje, že vzorek byl tepelně zpracován.

### Výroba vzorků

Výchozím polotovarem je kruhová tyč vyrobená horizontálním kontinuálním litím (HCM) z hliníkové slitiny EN AW 6082. Rozměry polotovary jsou následující: délka 100 mm, průměr 50 mm. Dále byly polotovary pēchovány a tepelně zpracovány, aby dosáhly požadovaných stavů.

### Pēchování

Polotovary byly umístěny do pece a ohřáty na kovací teplotu 550 °C. Následně byly vloženy mezi rovná kovádlá a pēchovány přes průměr na požadovanou výšku. Finální rozměry po pēchování jsou uvedeny v tabulce č.8. Při opakované deformaci byly polotovary po prvním pēchování ochlazeny na vzduchu. Následně byly znovu ohřáty na kovací teplotu, pēchovány na konečnou výšku a nakonec ochlazeny na vzduchu.

*Tabulka 8 Finální rozměry po pēchování*

Stupeň deformace	Původní průměr [mm]	Výška po prvním pēchování [mm]	Výška po druhém pēchování [mm]
20 %	50	40	-
20 + 40 %	50	40	20

## Tepelné zpracování

Bylo provedeno rozpouštěcí žíhání při teplotě 530 °C po dobu 60 minut s ochlazením do vody, následovala 24 hodinová prodleva. Poslední fází bylo umělé stárnutí při 170 °C trvajícím 420 minut s ochlazením na volném vzduchu.

Experimentální část začíná analýzou strukturních charakteristik pomocí metody EBSD - vyhodnocení velikosti zrna, pokračuje vyhodnocením podílu nízkoúhlových a vysokoúhlových hranic zrn a následuje vyhodnocení orientace zrn. Praktická část pokračuje analýzou chemického složení v různých stavech metodou EDS, zkoumají se částice fází přítomné v mikrostruktuře slitiny. Poslední částí je hodnocení lomových ploch, kde se analyzuje typ lomu, morfologie lomu či vyskytující se částice fází.

## 7. Příprava vzorků k metalografii

Je nutné ze vzorků vyhotovit metalografické výbrusy, jinak nelze strukturu vzorků analyzovat a hodnotit. Postup přípravy je tvořen následujícími operacemi: řezání vzorků, zalisování, broušení a leštění.

Vzorky byly řezány kotoučovou pilou LECO MSX225. Vzorky byly již předřezány v příčném směru během předchozí práce kolegy Ing. Toma Procházky, viz práce [14]. Řezy byly prováděny v podélném směru z důvodu možnosti pozorování a hodnocení změny mikrostruktury po tváření, přibližně na velikost 100 x 10 mm. Menší velikost vzorků je dána z důvodu EBSD analýzy, jelikož prostor držáku je pro tyto vzorky omezený.

Nařezané vzorky byly zalisovány do bakelitu z důvodu usnadnění operace broušení a možnosti automatického leštění. Byl použit lisovací stroj LECO PR 4X.

Parametry lisování byly následující: prášek - Black Bakelite Powder, teplota lisování - 160 °C, doba lisování - 3 minuty, tlak lisování - 20 MPa, chlazení vodou nad 35 °C.

Zalisované vzorky se dále brousí. K broušení byla použita bruska LECO GPX 300. Vzorek se brousí pomocí brusných papírů různých zrnitostí. Brousilo se celkem v 5 fázích, kdy bylo využito 5 brusných papírů, od zrnitosti P240 až do P4000, viz tabulka č.9.

Tabulka 9 Pořadí a zrnitost použitých brusných papírů

Pořadí	Zrnitost brusného papíru
1.	P240
2.	P600
3.	P1000
4.	P2500
5.	P4000

Vzorky se brousí vždy kolmo na rýhy vzniklé z předešlého broušení a až doby, kdy již tyto rýhy nejsou viditelné. Bruska byla nastavena na 150 otáček za minutu. Po celou dobu broušení bylo aktivní chlazení vodou.

Nabroušené vzorky jsou dále leštěny. Byla použita totožná bruska LECO GPX 300, která je vhodná i k leštění. Leštění probíhá v automatickém režimu a až doby, kdy již nejsou viditelné rýhy vzniklé z posledního broušení. Následně se vyleštěný vzorek opláchne vodou, očistí se namokřenou vatou, opláchne lihem a nakonec se osuší. Byl použit leštící kotouč se suspenzí koloidního oxidu křemičitého OP-S NonDry. Rychlost otáček byla 150 otáček za minutu s přitlačnou silou 21 N.

Nakonec byly vzorky elektrolyticky doleštěny v elektrolytické leštičce STRUERS A2 za těchto podmínek: napětí 20 V, doba leštění 14 s, flowrate 20 l/s.

## 8. EBSD analýza vzorků

Všechny vzorky byly analyzovány řádkovacím elektronovým mikroskopem JEOL JSM 7600-F s detektorem zpětně odražených difraktovaných elektronů HKL Nordlys. Podmínky měření byly následující: urychlovací napětí 20 kV, náklon vzorku 65°. Z důvodu rozsahu práce byla sledována pouze oblast jádra. Zvětšení pořízených snímků je 200×, skenovací krok 0,6 μm. Zpracování výsledků proběhlo v modulu Tango, jenž je součástí softwarového balíčku CHANNEL HKL 5. Pomocí EBSD analýzy se hodnotily velikost zrna, hranice zrn a orientace zrn.

Rovněž jsou přiloženy snímky map inverzního pólového obrazce (IPF). Jedná se o nejběžnější způsob, jak znázornit vztah orientace v materiálu k určitému zvolenému směru. Souřadnicové systémy IPF a vzorku nejsou totožné, jsou oproti sobě natočeny

o určitý úhel. Každému bodu se dle barevného kódování přiřadí určitá barva dle směru orientace. Každá mapa se vytváří pouze pro jeden zvolený směr. Pro ucelenou představu o orientaci je třeba vykreslit všechny 3 Eulerovy úhly ve 3 směrech.

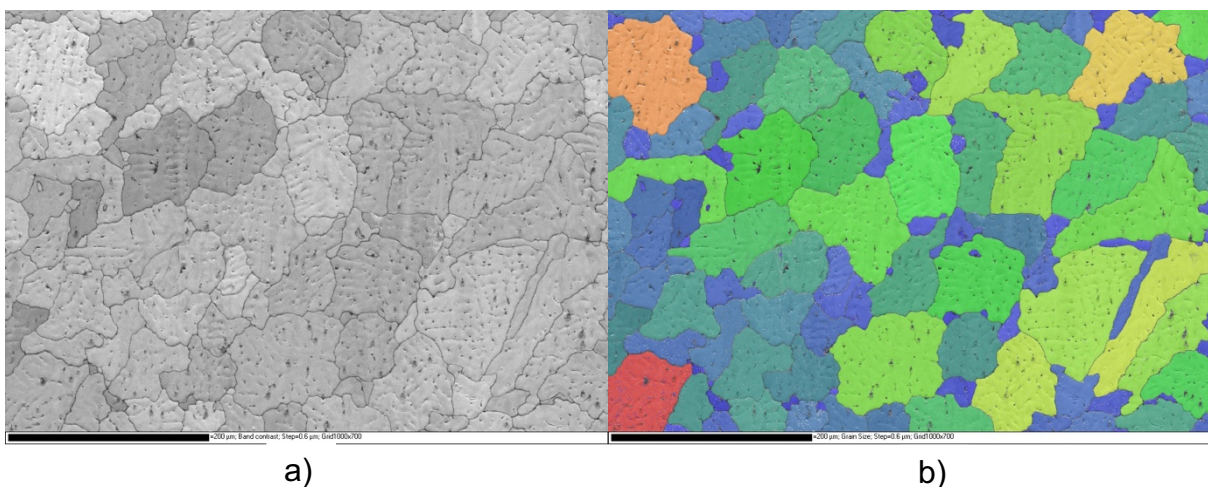
### 8.1. Velikost zrna

Ke každému vzorku jsou přiloženy dva snímky. Prvním přidaným snímkem je band contrast mapa, která zobrazuje průměrnou intenzitu Kikuchiho linií (linie elektronů vzniklé rozptylem) s ohledem na normalizovanou intenzitu pozadí. Parametry ovlivňujícími tuto mapu jsou intenzita difrakce, poruchy krystalové mřížky (dislokace, vakance,...) a krystalografická orientace. Na dalším snímku, který zabírá stejnou část struktury vzorku jako první přiložený snímek, jsou zrna barevně rozlišena dle jejich velikosti. Barvy zrn jsou voleny poměrně dle velikosti zrn ke konkrétnímu snímku, tudíž velikosti zrna stejné barvy u různých snímků nejsou stejné. Barvy tak vyjadřují distribuci velikosti zrn v materiálu, nikoliv skutečnou velikost zrna. Barevná stupnice je uvedena na následujícím snímku, viz obr.13.



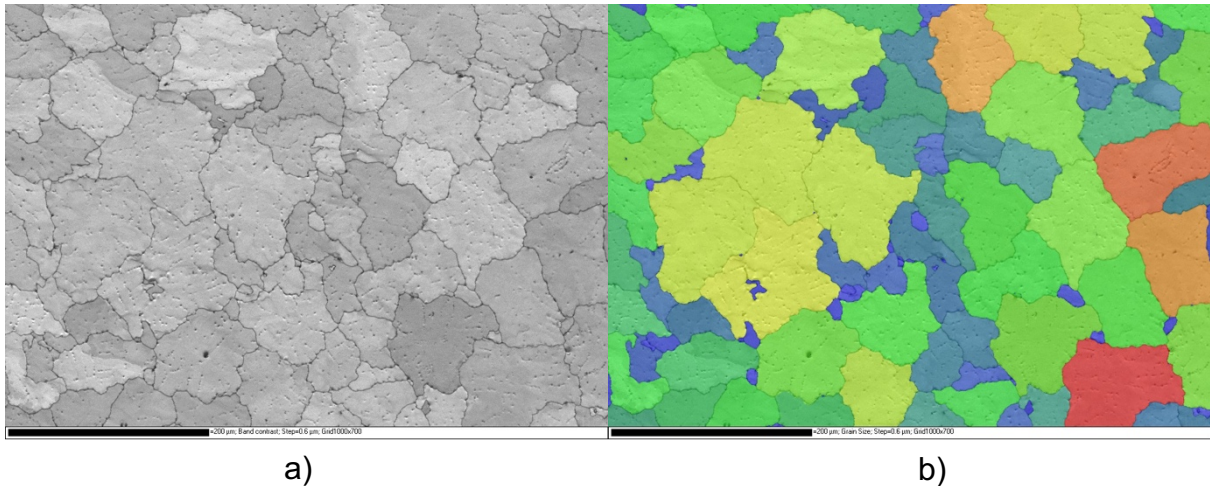
Obr. 13 Barevná stupnice - velikost zrna roste zleva doprava

Na snímcích obr.14 lze pozorovat mikrostrukturu vzorku v litém stavu metodou HCM. Zrna jsou relativně velká, menších zrn je zde výrazně méně, viz obr.14b. Mikrostruktura po odlévání je dendritická, zrna jsou rovnoosá, viz obr.14a.



Obr. 14 Vzorek 2: a) Band contrast mapa, b) velikost zrna

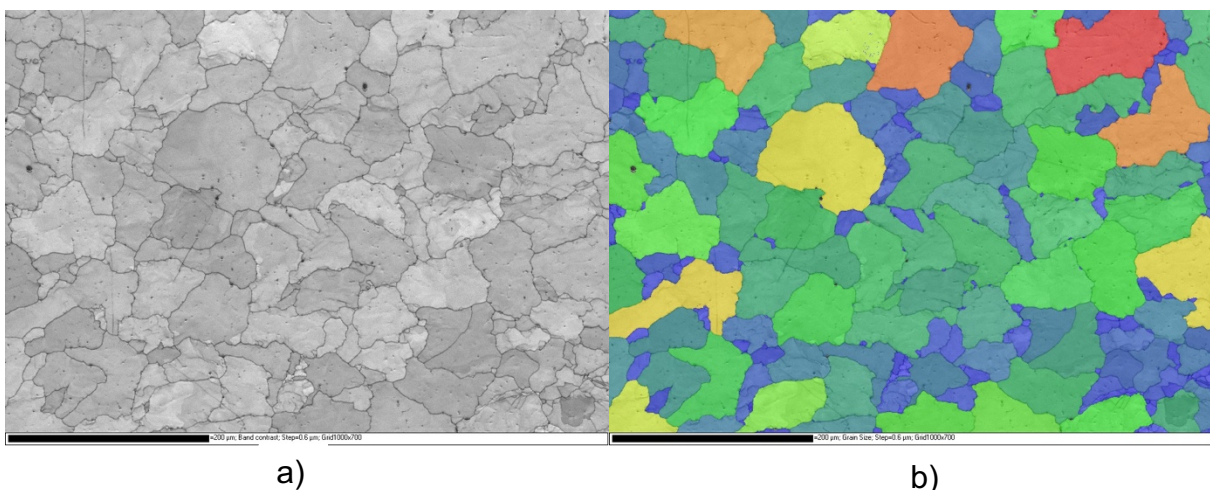
Působení 20% deformace má na mikrostrukturu jen minimální vliv, nedochází ke změně velikosti zrn ani jejich tvaru, viz obr. 15b. Lze se tedy domnívat, že působící 20% deformace je příliš malá, ke zjemnění mikrostruktury by bylo potřeba deformace větší. Oproti mikrostruktuře litého stavu lze pozorovat částečné zahlazení bočních větví dendritů a poměrně homogenní hustotu dislokací v jednotlivých zrnech, viz obr.15a.



Obr. 15 Vzorek 22: a) Band contrast mapa, b) velikost zrna

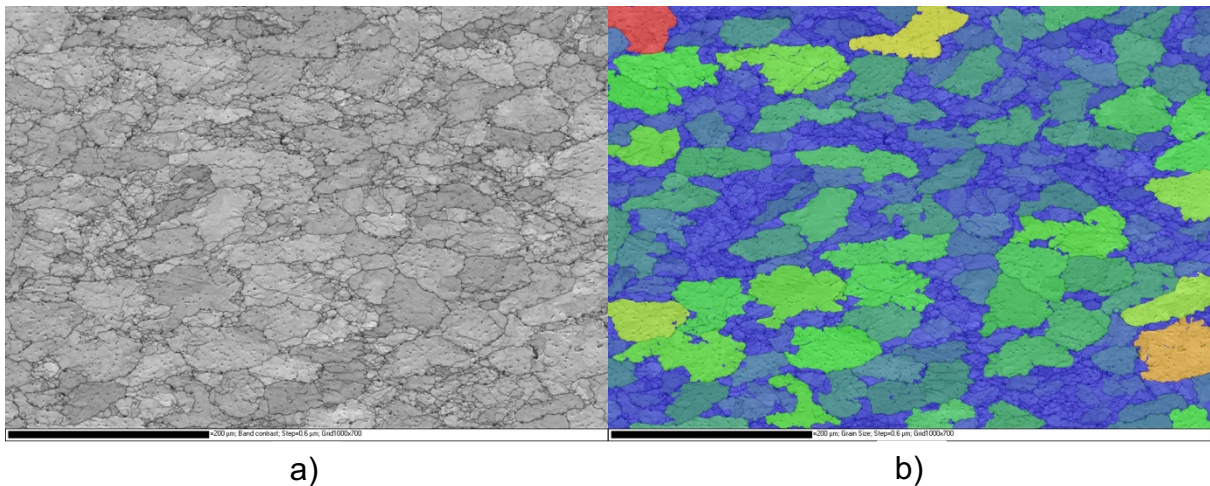
Na snímcích vzorku 22x lze pozorovat větší počet subzrn, která vznikla během tepelného zpracování, viz. obr.16a. Lokálně zotavené oblasti se jeví mírně světlejší. Subzrna vzniklá statickým zotavením jsou výrazně menší oproti zrnům původním, viz. obr.16b.

Po tepelném zpracování rovněž došlo k téměř úplnému zániku dendritické struktury.



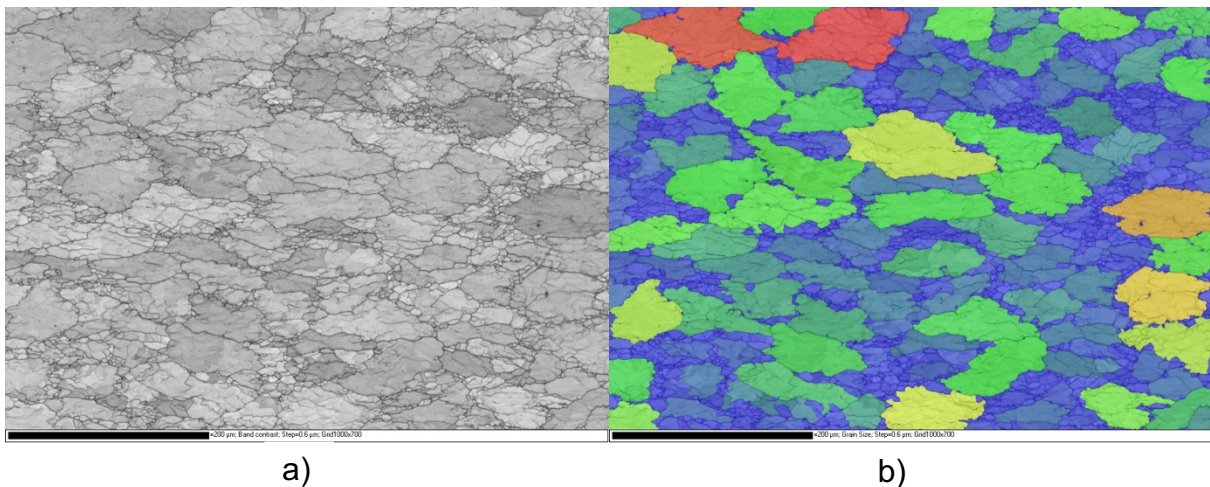
Obr. 16 Vzorek 22x: a) Band contrast mapa, b) velikost zrna

Struktura vzorku 224 po 20% a následně 40% deformaci se oproti původní lité i struktuře po 20% deformaci bez tepelného zpracování již výrazně liší. Vlivem plastické deformace je struktura výrazně jemnější, převažují malá rovnoosá subzrna zotavené mikrostruktury, jak lze pozorovat na obr.17a. Na snímku 17b lze pozorovat výrazný nárůst podílu zotavení. Větší velikost deformace ovlivňuje tvar původních zrn, která se deformují a vytváří výraznou texturu, souhlasnou se směrem toku materiálu při pěchování.



Obr. 17 Vzorek 224: a) Band contrast mapa, b) velikost zrna

Tepelné zpracování a deformace zvyšují kinetiku zotavení, tudíž došlo ve struktuře k nárůstu podílu subzrn vlivem statického zotavení, což lze pozorovat na obr.18a. Oproti vzorku 224 dochází k nárůstu velikosti subzrn, viz obr.18b.



Obr. 18 Vzorek 224x: a) Band contrast mapa, b) velikost zrna

### 8.1.1. Shrnutí - velikost zrna

Průměrné hodnoty velikosti zrna a subzrn (plocha a průměr zrna) pro jednotlivé vzorky jsou přiloženy v tabulce č.10. Velikost zrna a subzrn byla vyhodnocena na základě výsledků z EBSD analýzy. Velikost zrna G byla určena ze střední plochy zrna a. Podíl zotavení byl naměřen průsečíkovou metodou a je rovněž uveden v tabulce č.10.

Tabulka 10 Velikost zrna pro jednotlivé stavy

Stav	Původní zrna			Zotavená struktura		
	Střední plocha zrna a [ $\mu\text{m}^2$ ]	Střední průměr zrna d [ $\mu\text{m}$ ]	Velikost zrna G [-]	Podíl zotavení [%]	Střední plocha subzrn a [ $\mu\text{m}^2$ ]	Střední průměr subzrn d [ $\mu\text{m}$ ]
Litý stav (Vzorek 2)	3398	61	5	-	-	-
20% deformace (22)	3419	56	5	3	0,55	0,79
20% deformace + tepelné zpracování (22x)	2784	64	6	8	0,87	0,94
20 + 40% deformace (224)	3254	73	5	41	1	1
20 + 40% deformace + tepelné zpracování (224x)	2888	32	6	34	0,9	0,97

Celkově se velikosti zrna G lišily jen velmi málo, střední plochy primárního zrna se pohybovaly okolo hodnoty  $3000 \mu\text{m}^2$ . Největší plochu dosahují dle očekávání primární zrna litého vzorku, velikost zrna G u litého vzorku je rovna 5. 20% deformace i 20 + 40% deformace měla na celkovou velikost původního zrna minimální vliv, hodnoty velikosti zrna G zůstaly rovny 5. Tepelné zpracování ovlivnilo velikost zrna u všech analyzovaných vzorků jen velmi mírně. U vzorků po 20% deformaci i po 20 + 40% deformaci se hodnota velikosti zrna G mírně snížila o 1. Tyto výsledky jdou proti



očekávání, zrno by mohlo spíše hrubnout, jelikož nedochází k rekrytalizaci. Může se jednat o důsledek deformace zrn, kdy parametr G není již zcela vypovídající nebo o lokální statistickou odchylku v rozložení velikosti zrn ve vzorku.

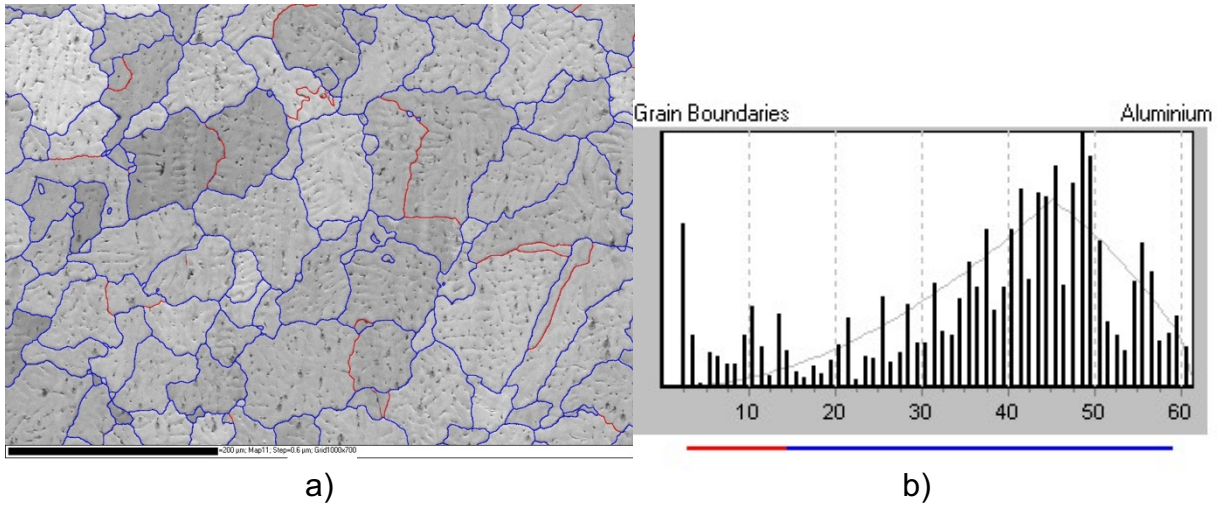
U litého vzorku nebylo dle očekávání zotavení pozorováno, vzorek 22 měl podíl dynamického zotavení jen 3 %. U vzorku 22x podíl zotavení vlivem statických pochodů vzrostl na 8 %. To dokládá malé množství uložené deformační energie. U vzorku 224 nastal výrazný nárůst podílu zotavení, kdy struktura měla nejvyšší podíl zotavení ze všech - 41 %. Podíl zotavení u vzorku 224x mírně klesl na 34 %. Pokles může být pouze zdánlivý, vlivem lokálních projevů mikrostruktury nebo koalescencí a růstem subzrn, což může mít za následek ovlivnění výsledku mikrostrukturní analýzy použitými metodami.

Velikost subzrna se u všech vzorků pohybovala mezi hodnotami 0,5 a 1  $\mu\text{m}^2$ , střední průměr subzrna byl u všech vzorků velmi podobný, okolo 0,9  $\mu\text{m}$ .

## 8.2. Nízkoúhlové a vysokoúhlové hranice zrn

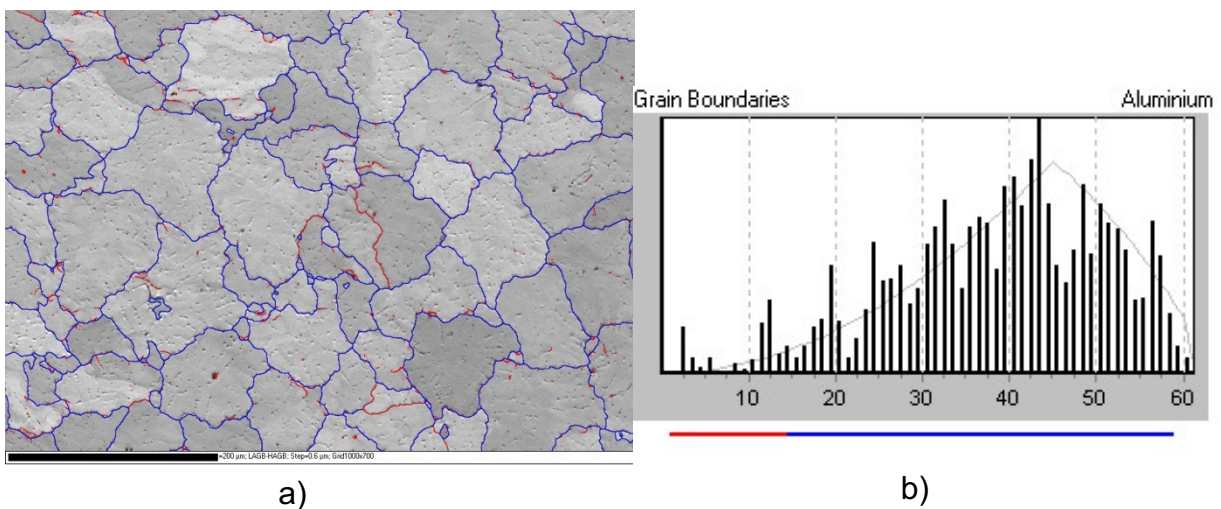
V této části jsou uvedeny snímky band contrast map, do kterých byly vyznačeny nízkoúhlové a vysokoúhlové hranice zrn. Červenou barvou jsou označeny hranice nízkoúhlové (do 15°), modrou barvou jsou označeny hranice vysokoúhlové (nad 15°). Z histogramu lze velmi dobře vypočítat četnost jednotlivých druhů hranic zrn dle úhlu. Z měnícího se podílu nízkoúhlových a vysokoúhlových hranic zrn lze pozorovat strukturní změny, které probíhají během tváření za tepla a během tepelného zpracování.

V lité struktuře převažují dle očekávání vysokoúhlové hranice zrn, nízkoúhlové hranice zrn nemají charakter zotavené mikrostruktury, viz. obr.19a. Histogram má 2 výrazné distribuční vrcholy, první vrchol zobrazuje vysoký počet nízkoúhlových hranic, druhý vystihuje ještě vyšší množství vysokoúhlových hranic, viz. obr.19b.



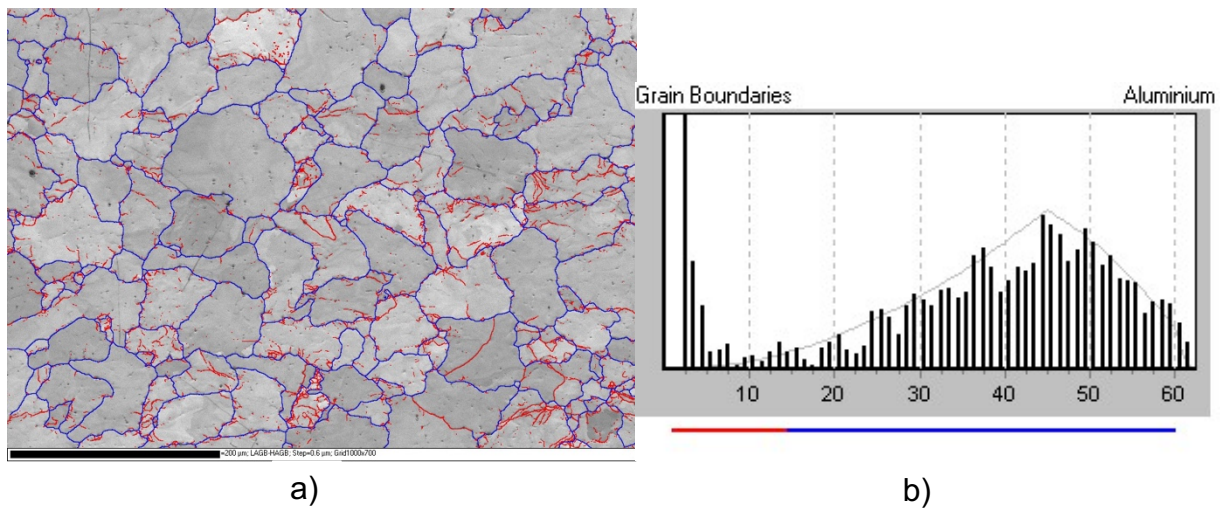
Obr. 19 Vzorek 2: a) orientace hranic zrn, b) histogram

Na snímku 20a se začínají objevovat místa s prvními známkami zotavení. 20% deformace neměla vliv na vysokoúhlové hranice zrn. Histogram je asynchronního charakteru, vysokoúhlové hranice zrn výrazně převyšují zbytek, viz. obr.20b. Z histogramu lze rovněž vyčíst nižší podíl nízkoúhlových hranic, který je pravděpodobně pouze lokálního charakteru, snímky struktury jsou si totiž z hlediska množství nízkoúhlových hranic zrn podobné.



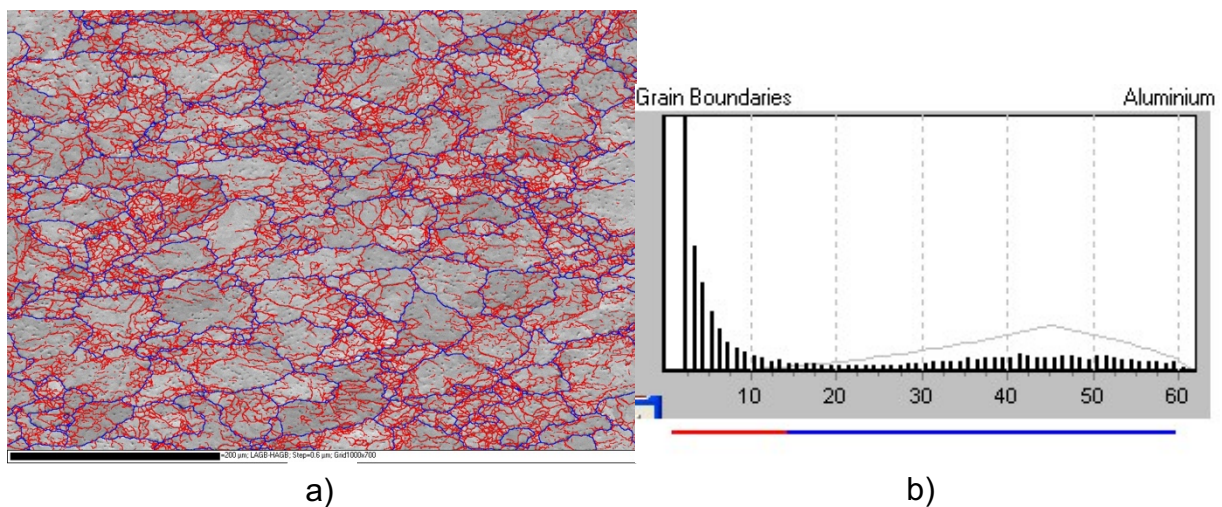
Obr. 20 Vzorek 22: a) orientace hranic zrn, b) histogram

Vznik zotavených subzrn z důvodu tepelného zpracování má za následek výrazný nárůst malouhlových hranic zrn, množství vysokoúhlových hranic zrn se nezměnilo, jak lze pozorovat na obr.21a. Histogram je dvojitého charakteru, vyšší četnost nízkoúhlových hranic zrn oproti vysokoúhlovým je ale značná, jak lze pozorovat na obr. 21b.



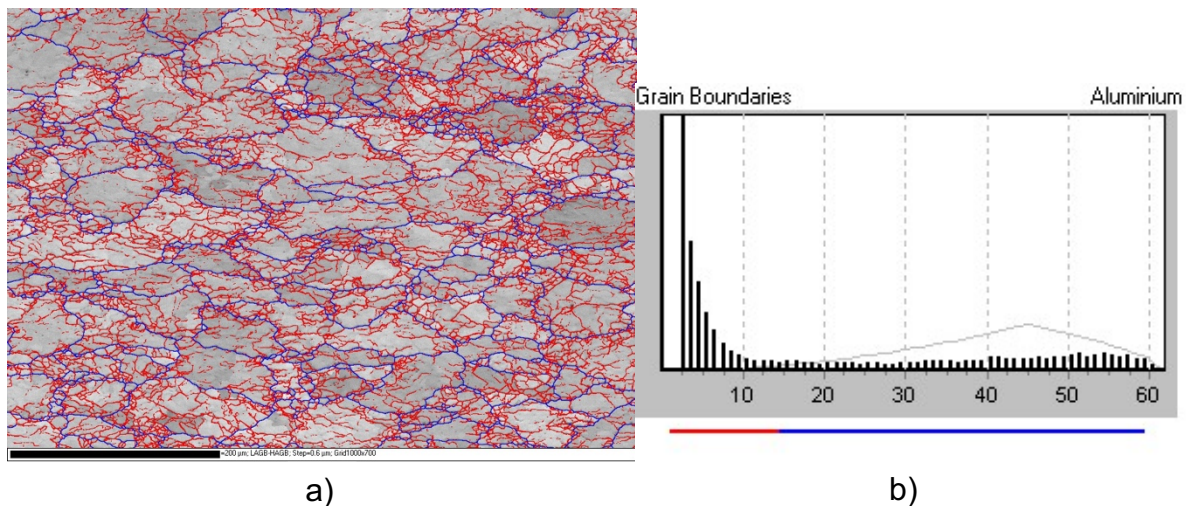
Obr. 21 Vzorek 22x: a) orientace hranic zrn, b) histogram

Ve struktuře výrazně převažují nízkoúhlové hranice zrn, z důvodu značného nárůstu množství zotavených subzrn. Četnost vysokoúhlových hranic zrn je přibližně stejná, jak lze pozorovat na obr.22a. Histogram je asymetrického charakteru, na kterém lze pozorovat významný podíl nízkoúhlových hranic zrn, viz obr.22b.



Obr. 22 Vzorek 224: a) orientace hranic zrn, b) histogram

Stejně jako u struktury vzorku po 20 + 40% deformaci dominují malouhlové hranice zrn, viz obr.23a, vysokoúhlových hranic zrn je stále přibližně stejné množství. Je patrné, že zotavená subzrna rostou, nicméně na výslednou distribuci tento růst nemá výrazný vliv. Histogram je velmi podobný jako histogram předešlého vzorku, je zde patrný výrazně převažující podíl nízkoúhlových hranic zrn, viz.obr.23b.

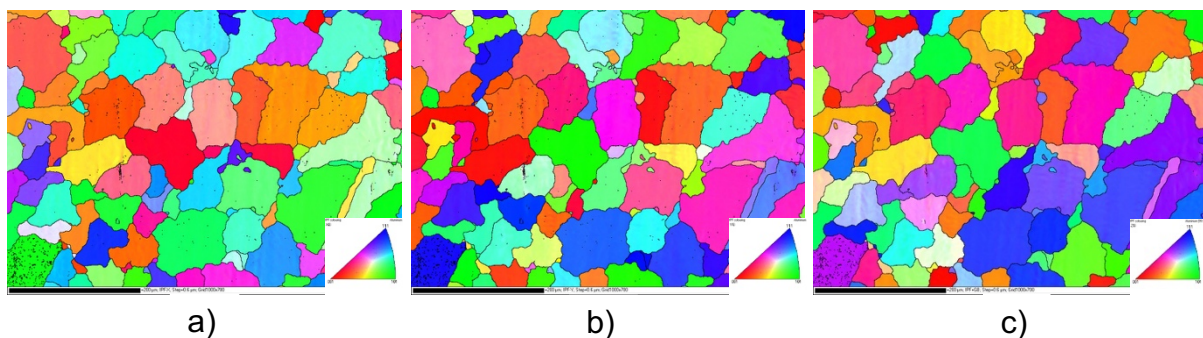


Obr. 23 Vzorek 224x: a) orientace hranic zrn, b) histogram

### 8.3. Inverzní pólové obrazce

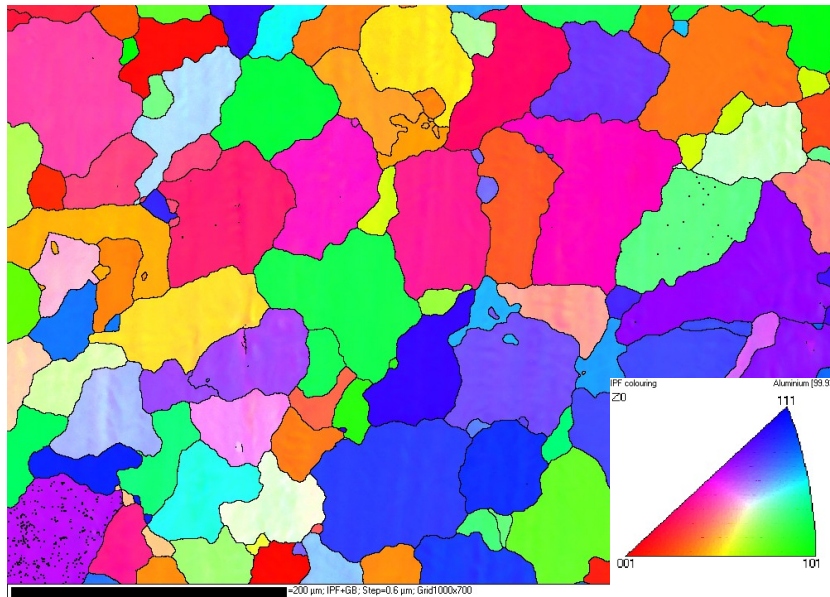
V této části jsou přiloženy snímky map inverzního pólového obrazce (IPF). Jedná se o nejběžnější způsob, jak znázornit vztah orientace v materiálu k určitému zvolenému směru.

Na obr.22 jsou přiloženy inverzní pólové obrazce vzorku 2 do všech 3 směrů, u dalších vzorků již bude přiložen pouze jeden IPF, IPF ve směru z, IPF do zbylých dvou směrů jsou přiloženy v přílohách. Zrna vzorku 2 dle očekávání nemají orientaci do jednoho určitého směru, zrna jsou orientována nahodile, viz. obr. 24a až 24c.



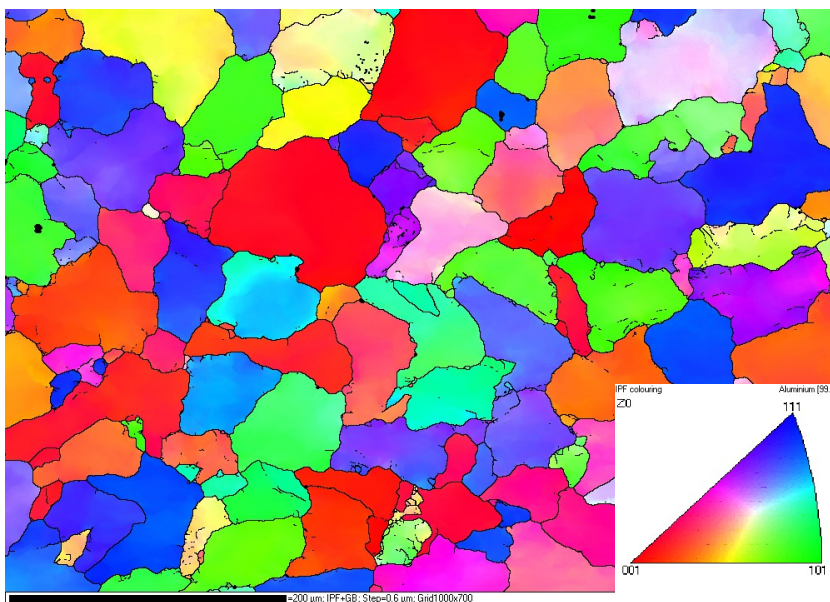
Obr. 24 Vzorek 2: a) Inverzní pólový obrazec ve směru x , b) Inverzní pólový obrazec ve směru y, c) Inverzní pólový obrazec ve směru z

Na snímku IPF ve směru z (obr.25) lze pozorovat, že 20% deformace neměla velký vliv na orientaci zrn, orientace zrn je podobně nahodilá jako u lité struktury.



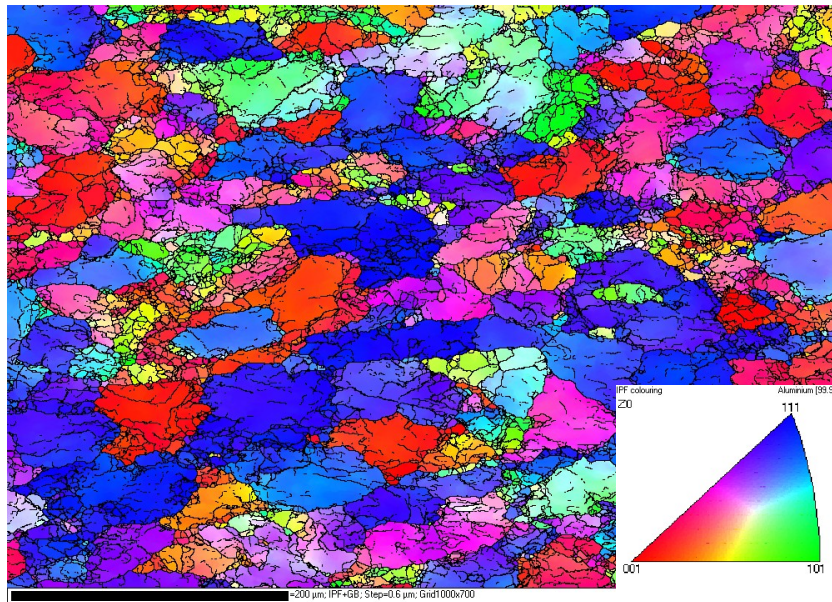
Obr. 25 Vzorek 22, Inverzní pólový obrazec ve směru z

Ze snímku IPF ve směru z (obr.26) lze zjistit, že i přes působení deformace nedošlo ke změně orientace zrn ve směru deformace, orientace je stále velmi různorodá.



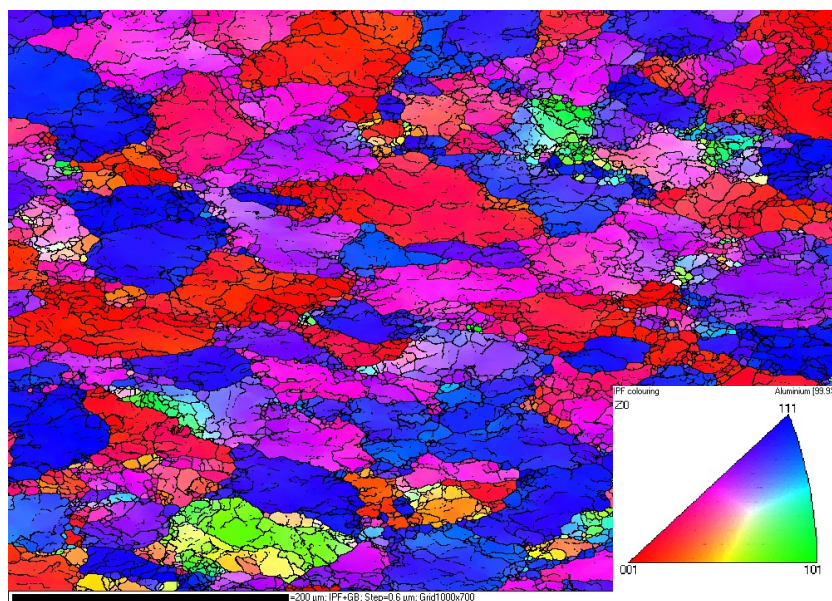
Obr. 26 Vzorek 22x, Inverzní pólový obrazec ve směru z

Vlivem nárůstu celkové plastické deformace vzorku 224 se již vytváří výrazná textura a zrna jsou protažena ve směru kolmém na pěchování, viz obr.27.



Obr. 27 Vzorek 224, Inverzní pólový obrazec ve směru z

Orientace původních zrn je v případě vzorku 224x poněkud výrazněji usměrněna než u vzorku bez tepelného zpracování, viz. obr.28. V IPF obrazech je možné velmi dobře sledovat výrazný nárůst počtu subzrn v tvářených zrnech těchto vzorků, oproti nižším intenzitám deformace předchozích stavů.



Obr. 28 Vzorek 224x, Inverzní pólový obrazec ve směru z

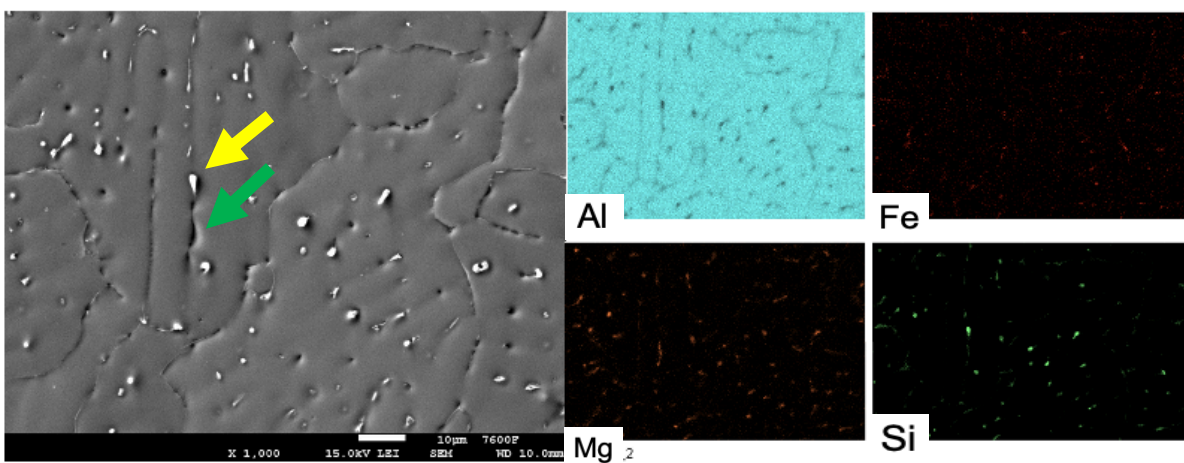
## 9. Analýza chemického složení

Výzkum byl dále zaměřen na studium fází v mikrostruktuře v jednotlivých stavech. Za účelem identifikace fází bylo provedeno měření chemického složení energiově disperzní spektroskopii (EDS). První použitou metodou byla tzv. kvalitativní analýza, která poskytuje přehled o přítomných prvcích. Během této metody dochází k měření chemických map. Další použitá metoda byla tzv. bodová analýza. Jedná se o kvantitativní analýzu, která udává zastoupení daného prvku. Výsledky jsou uvedeny v hmotnostních procentech. Touto metodou ale nelze přesně určit, o jakou fázi se jedná, z důvodu velikosti analyzovaných částic (fází) či limitů samotné metody (nižší přesnost - odchylky se běžně pohybují od 2 do 5 %, limit analýzy bývá 0,1 hm. % či horší měřitelnost lehkých prvků,...). Pro přesná měření fází se provádí analýzy využívající RTG nebo elektronové difrakce, ale tyto metody jsou mimo rozsah zadání práce. K analýze byl použit skenovací elektronový mikroskop JEOL JSM 7600-F, kdy při pořizování snímků mikrostruktury bylo využito různých detektorů. První možností pořízení snímků je pomocí sekundárních elektronů, kdy dochází ke zvýraznění reliéfu zkoumaného materiálu, naopak matrice materiálu bývá upozaděna. Takto pořízené snímky jsou označeny jako LEI, SEI a TOPO. Další možností pořízení snímků je pomocí zpětně odražených elektronů, kdy dojde k vytvoření materiálového kontrastu, díky němuž se zvýrazní různé fáze ve struktuře materiálu. Na druhou stranu dochází k upozadění reliéfu materiálu. Snímky pořízené tímto způsobem jsou označeny jako LABE a COMPO. Poslední variantou je pořízení snímků pomocí kombinace obou předešlých možností, pomocí jak sekundárních elektronů, tak pomocí zpětně odražených elektronů. Snímky pořízené touto metodou jsou označeny jako ADD.

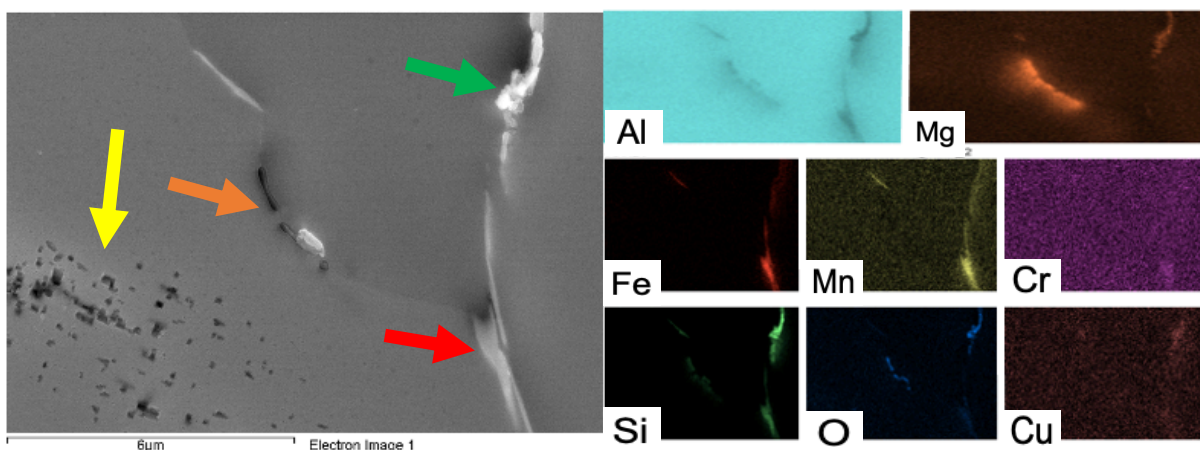
### 9.1. Vzorek 2

Mikrostruktura se skládá z primární  $\alpha$ -Al fáze a dalších fází, které budou na přiložených snímcích zkoumány a popisovány. Na snímku struktury litého vzorku (obr.29) lze pozorovat metastabilní fáze  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si (označena žlutou šipkou) a intermetalické fáze Al-Fe-Si (označena zelenou šipkou). Na druhém snímku (obr.30) je oranžovou šipkou označena fáze  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si, červenou šipkou je zvýrazněna intermetalická fáze Al-Fe-Si-Mn-Cr, zelenou šipkou je označena intermetalická fáze Al-Cu-Mg-Si a žlutou šipkou jsou označeny kubické sraženiny  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si, které se tvoří během ochlazování po ztuhnutí, viz práce [13]. Tyto

precipitáty se objevují ve struktuře litého vzorku relativně ve velkém množství. Intermetalické fáze mají tvar jehlic a vyskytují se dle očekávání (viz. práce [5,22]) na hranicích zrn. Ve strukturách všech vzorků se rovněž vyskytuje kyslík, jehož existence je patrná z přiložené EDS mapy prvku (obr.30). Přítomnost kyslíku je dána z důvodu vysoké afinity křemíku a hořčíku ke kyslíku, díky níž dochází za vysokých teplot (během odlévání) k navázání kyslíku. Přítomnost kyslíku je dána rovněž vlivem přípravy, kdy po elektrolytickém doleštění vzniká na leštěném povrchu vzorku oxidická vrstva, u hliníkových slitin se jedná o pasivační vrstvu  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .



Obr. 29 Snímek vzorku 2, celková struktura (vlevo), EDS mapy přítomných prvků (vpravo)

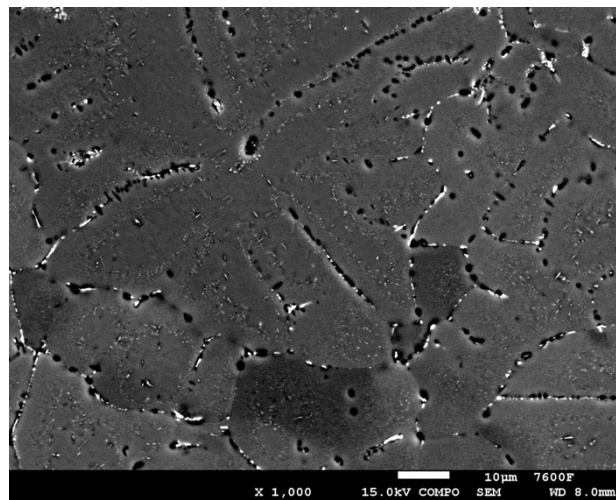


Obr. 30 Fáze v mikrostruktuře litého vzorku (vlevo), EDS mapy přítomných prvků (vpravo)

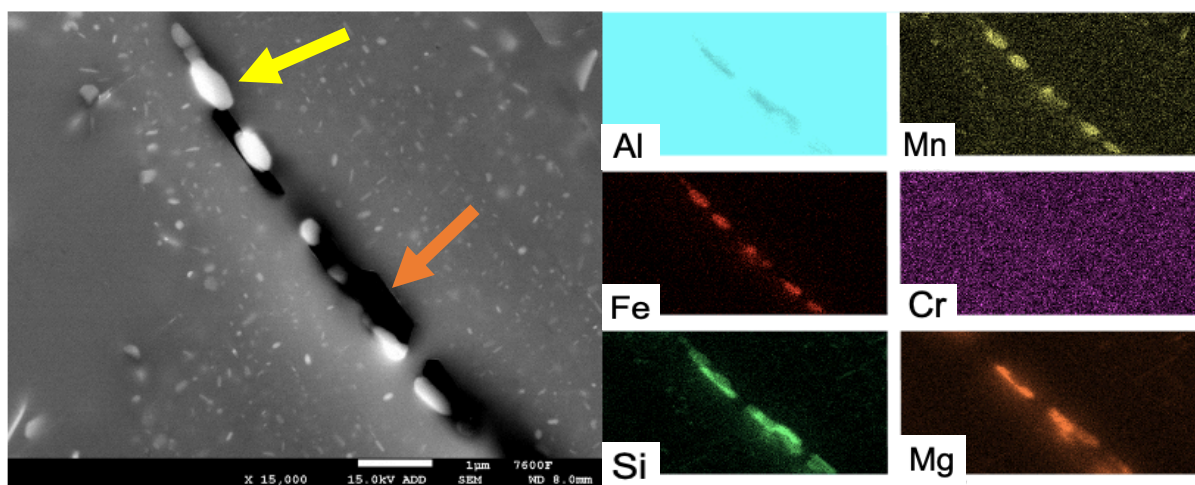


## 9.2. Vzorek 22

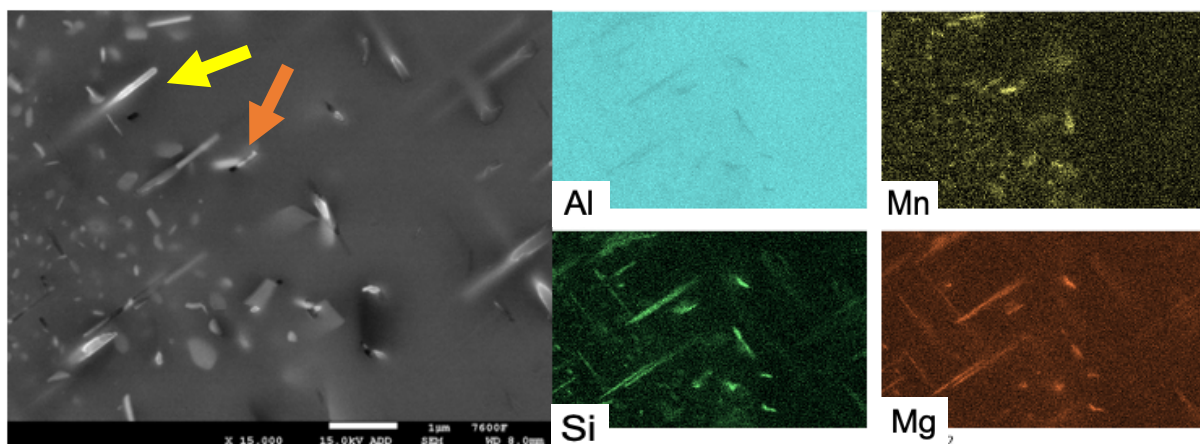
Na druhém snímku, viz. obr.32, lze pozorovat fázi  $\beta$ - $Mg_2Si$ , která je označena oranžovou šipkou a intermetalickou fází Al-Fe-Si-Mn-Cr, která je označena šipkou žlutou. Obě fáze se vyskytují převážně na hranicích zrn, viz. obr. 31. Fáze Al-Fe-Si se již ve struktuře nevyskytuje. Intermetalické fáze se z původního jehlicovitého tvaru transformují na částečně sferoidní částice. Uvnitř zrn se začínají objevovat rozptýlené částice fáze  $Mg_2Si$  (označena žlutou šipkou) a Mn-Si (označena oranžovou šipkou), které jsou viditelné na třetím snímku (obr.33). Disperzoidy mají tvar krátkých desek či jehlic.



Obr. 31 Snímek vzorku 22, celková struktura, COMPO



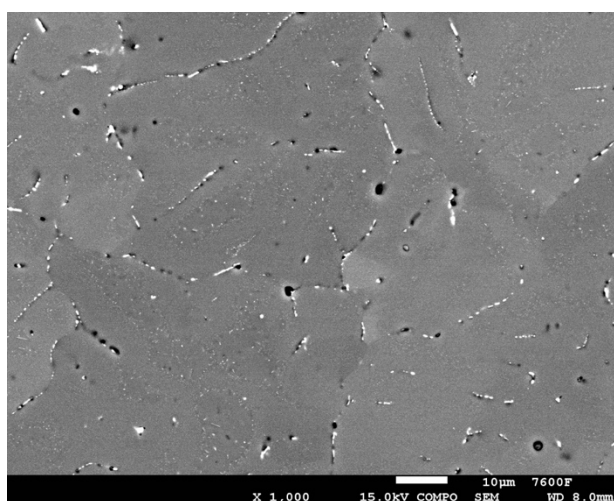
Obr. 32 Fáze v mikrostruktuře vzorku 22, ADD (vlevo), EDS mapy přítomných prvků (vpravo)



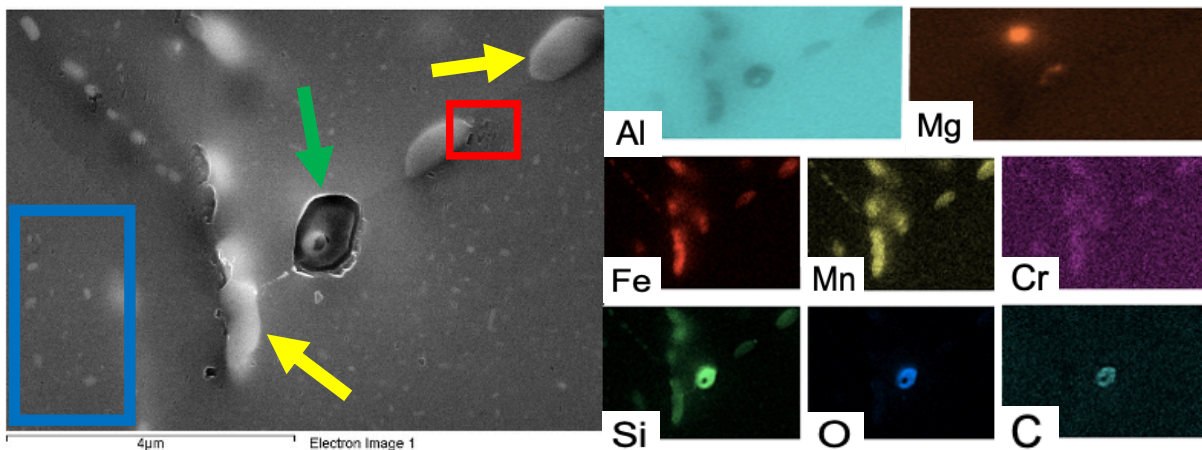
Obr. 33 Rozptýlené částice fáze v mikrostruktuře vzorku 22, ADD (vlevo), EDS mapy přítomných prvků (vpravo)

### 9.3. Vzorek 22x

Na prvním snímku (obr.34) celkové struktury vzorku 22x lze pozorovat, že množství fáze  $Mg_2Si$  na hranicích zrn i uvnitř zrn znatelně ubylo oproti vzorku 22. Na druhém snímku (obr.35) je žlutými šipkami označena intermetalická fáze Al-Fe-Si-Mn-Cr, v modrém obdélníku se nachází disperzoidy MnSi a v červeném obdélníku se nachází kubické sraženiny  $\beta-Mg_2Si$ , které se objevovaly ve struktuře litého vzorku. Zelenou šipkou je označeno brusivo skládající se z karbidu křemíku (SiC), které ve struktuře zůstalo po broušení. Tyto pozůstatky z přípravy vzorků nejsou součástí struktury, přestože se nacházejí ve všech vzorcích a nelze se jim při přípravě úplně vyhnout. Od ostatních fází jsou ale rozpoznatelné dle chemického složení či dle jejich deformovaného okolí.



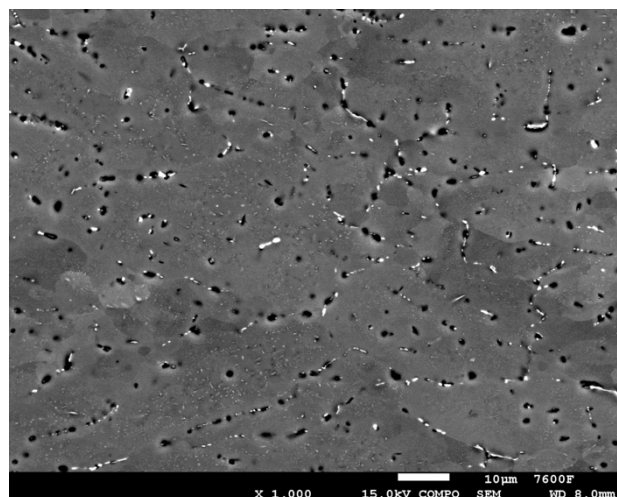
Obr. 34 Snímek vzorku 22x, celková struktura, COMPO



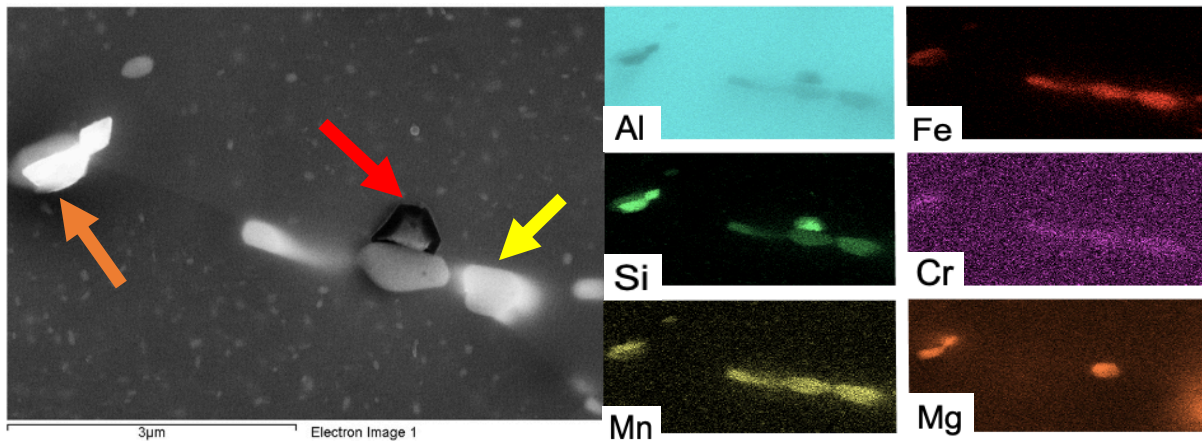
Obr. 35 Fáze v mikrostruktuře vzorku 22x, brusivo (vlevo), EDS mapy přítomných prvků (vpravo)

#### 9.4. Vzorek 224

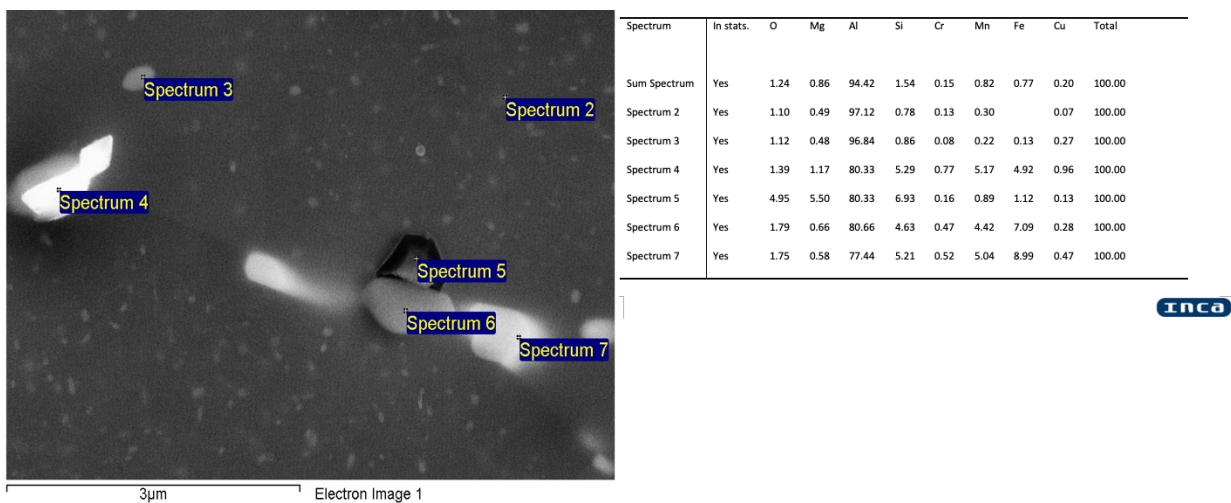
Na prvním snímku celkové struktury vzorku 224 (obr.36) lze pozorovat, že struktura je relativně podobná vzorku 22, množství částic fáze  $\beta$ - $Mg_2Si$  uvnitř zrn je ale vyšší. Na druhém přiloženém snímku (obr.37) se objevuje oranžovou šipkou označená intermetalická fáze Al-Si-Mn-Fe-Cr, červenou šipkou je označena fáze hexagonálního tvaru  $\beta$ - $Mg_2Si$  a žlutou šipkou je zvýrazněna fáze Al-Fe-Si-Mn-Cr. Na třetím snímku (obr.38) je přiložena bodová analýza obr.37, z níž lze zjistit množství prvků ve vybraných místech (fázích).



Obr. 36 Snímek vzorku 224, celková struktura, COMPO



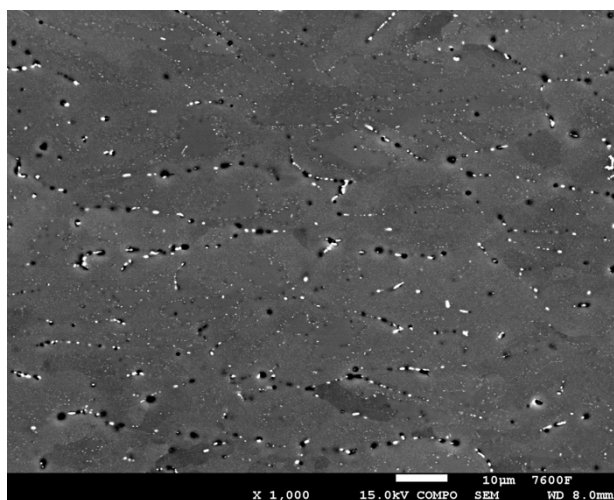
Obr. 37 Fáze v mikrostruktuře vzorku 224 (vlevo), EDS mapy přítomných prvků (vpravo)



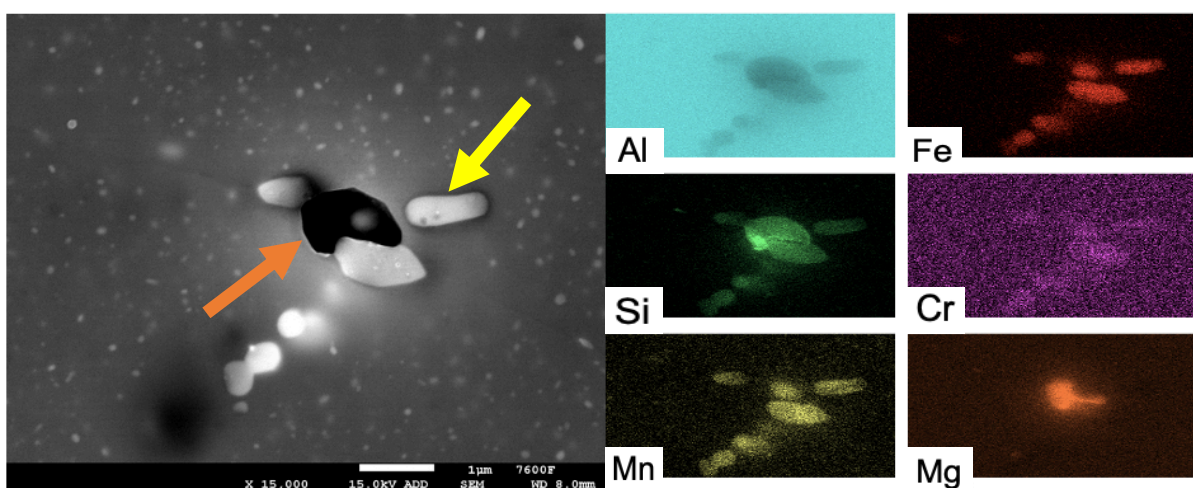
Obr. 38 Bodová analýza obr.37

### 9.5. Vzorek 224x

Z prvního snímku (obr.39) lze vypožorovat, že se ve struktuře značně zvýšilo množství fáze Al-Fe-Mn-Si i fáze  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si oproti vzorku 22x. Oproti vzorku 224 fáze Mg<sub>2</sub>Si uvnitř zrn zdatelně ubylo. Na druhém snímku (obr.40) je oranžovou šipkou označena fáze  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si a žlutou šipkou hojně vyskytující se fáze Al-Fe-Mn-Cr-Si. Fáze  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si již není sférická, jak tomu bylo u vzorku 2, postupně získává zřetelnější hexagonální tvar, jak lze pozorovat u tohoto či předešlých vzorků (např. 22, 224).



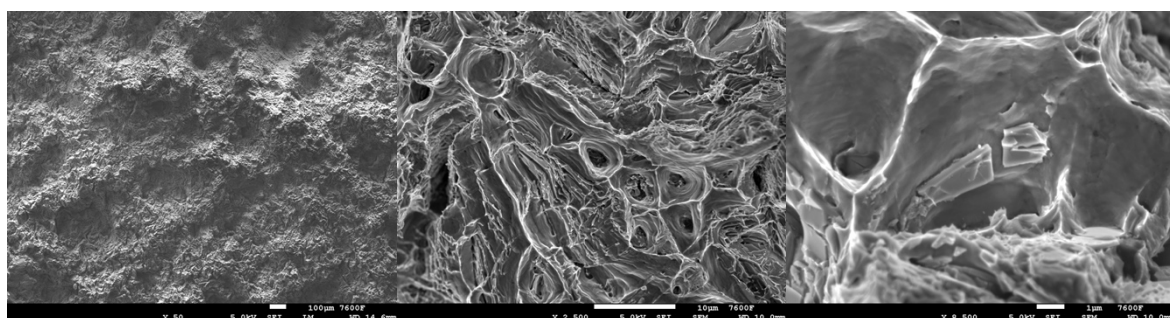
Obr. 39 Snímek vzorku 224x, celková struktura, COMPO



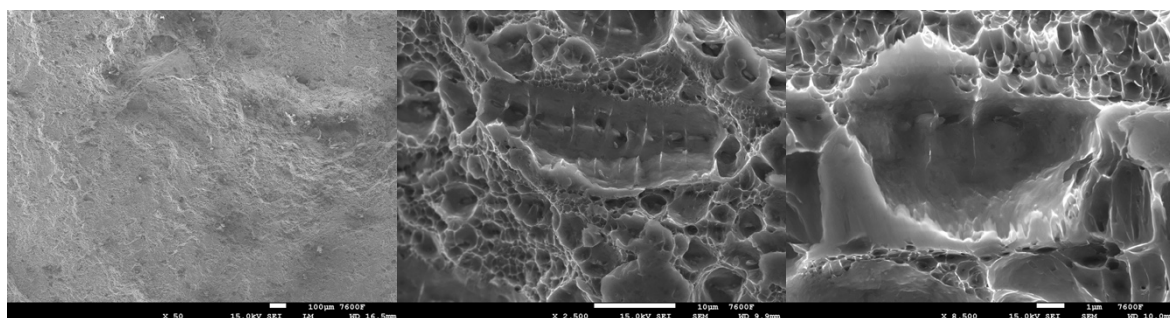
Obr. 40 Fáze v mikrostruktuře vzorku 224x, ADD (vlevo), EDS mapy přítomných prvků (vpravo)

## 10. Fraktografická analýza

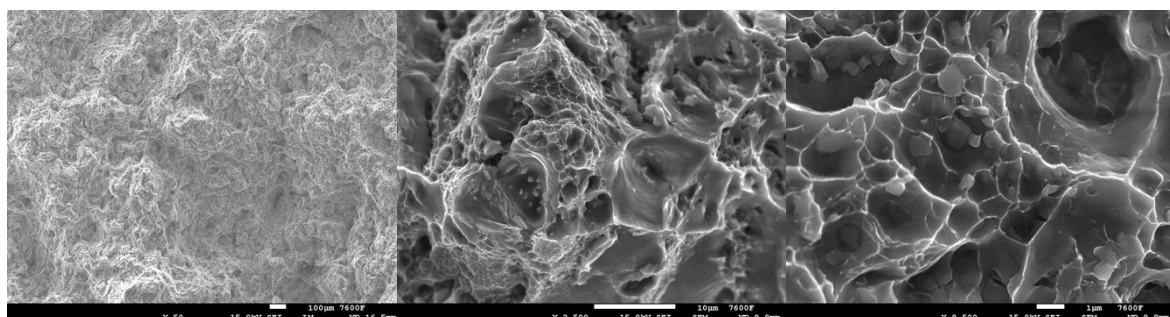
U všech vzorků byly analyzovány lomové plochy na skenovacím elektronovém mikroskopu JEOL JSM 7600-F za účelem zjištění typu lomu, morfologie lomu a zkoumání částic přítomných na lomové ploše. Analyzovány jsou lomové plochy vzorků po zkoušce tahem.



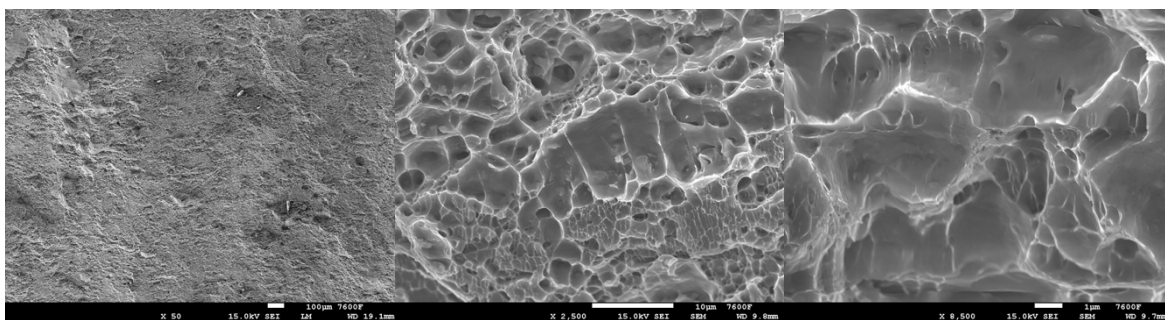
*Obr. 41 Lomová plocha vzorku 2: zvětšení 50× (vlevo), zvětšení 2 500× (uprostřed), zvětšení 8 500× (vpravo)*



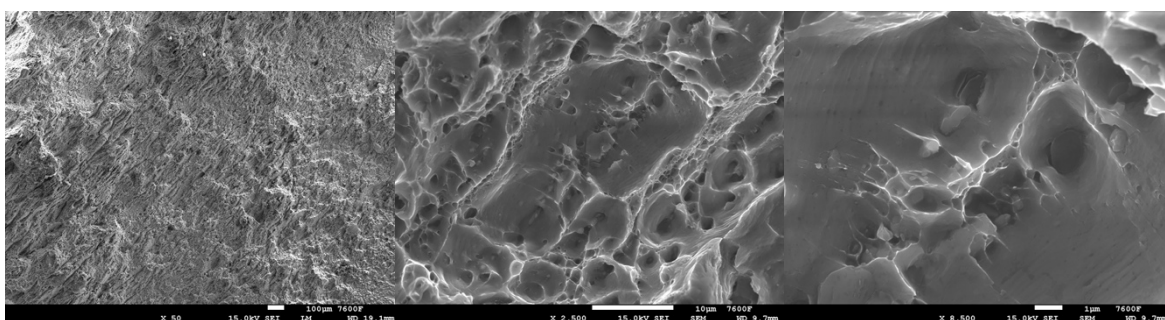
*Obr. 42 Lomová plocha vzorku 22: zvětšení 50× (vlevo), zvětšení 2 500× (uprostřed), zvětšení 8 500× (vpravo)*



*Obr. 43 Lomová plocha vzorku 22x: zvětšení 50× (vlevo), zvětšení 2 500× (uprostřed), zvětšení 8 500× (vpravo)*



*Obr. 44 Lomová plocha vzorku 224: zvětšení 50× (vlevo), zvětšení 2 500× (uprostřed), zvětšení 8 500× (vpravo)*



*Obr. 45 Lomová plocha vzorku 224x: zvětšení 50× (vlevo), zvětšení 2 500× (uprostřed), zvětšení 8 500× (vpravo)*

Lomová plocha litého vzorku 2 na obr.41 se výrazně odlišuje od zbylých vzorků. Jamky vznikající z důvodu namáhání a přetížení materiálu se liší velikostí i tvarem a odpovídají dendritické mikrostruktuře vzorku. Morfologie lomu je jamková, jedná se tedy o lom tvárného charakteru. U snímku o zvětšení 8500× lze pozorovat částice v jamkách, které jsou nukleačními místy dutin, viz práce [24]. Dle tvaru a EDS map (přiložených v přílohách) se pravděpodobně jedná o částice fáze  $Mg_2Si$ .

Lomové plochy po deformaci bez tepelného zpracování (vzorky 22 a 224) jsou si velmi podobné. Morfologie lomu je jamková. Není patrný preferenční směr šíření lomu. Na obr.42 a obr.44 lze pozorovat velké množství jamek, které nejsou příliš hluboké. Obecně jsou jamky menší. Částic vyskytujících se v jamkách je velmi málo.

Lomové plochy po tepelném zpracování (vzorky 22x a 224x) se výrazně liší od lomových ploch pouze po deformaci. Množství jamek se značně snížilo, na druhou stranu došlo lokálně ke koalescenci dutin, dutiny jsou tak výrazně větší a hlubší, jak lze pozorovat na obr.43 a obr.45. Morfologie lomu je rovněž jamková, u obou vzorků se tedy jedná o tvárný lom. Na snímcích č.43 a č.45 o zvětšení 8500× si lze všimnout velkého množství částic, tyto částice lze považovat za místa nukleací dutin a tedy za příčiny lomu. Dle sférického tvaru částic lze odhadovat, že se jedná o precipitáty intermetalických fází.

## 11. Mechanické vlastnosti

Výsledky mechanických vlastností slitiny 6082 byly převzaty z předchozích prací kolegy Ing. Radka Bednáře [20] a kolegyně Bc. Veroniky Kozákové [21] a jsou uvedeny v tabulce č.11.

*Tabulka 11 Mechanické vlastnosti v jednotlivých stavech [20,21]*

Stav	Tvrдост [HV] [20]	Mez kluzu R <sub>p0,2</sub> [MPa] [21]	Mez pevnosti v tahu R <sub>m</sub> [MPa] [21]	Tažnost A [%] [21]
Litý stav (Vzorek 2)	72	167	273	23,3
20% deformace (22)	45	149	193	17,8
20% deformace + tepelné zpracování (22x)	94	333	363	10,5
20 + 40% deformace (224)	49	143	190	21,5
20 + 40% deformace + tepelné zpracování (224x)	112	350	369	13



## 12. Diskuze

Velikosti primárního zrna se při různých parametrech zpracování měnily jen velmi málo. 20% deformace ani 20 + 40% deformace neměla prakticky žádný vliv na velikost zrna. Tepelné zpracování u obou vzorků navzdory očekávání zrna mírně zjemnilo, velikost zrna G klesla o 1. Na podíl zotavení měla nejvyšší vliv 20 + 40% deformace, oba vzorky přesáhly 30 % podílu zotavení. U vzorků po 20% deformaci byl podíl výrazně nižší, byl menší než 10 %. U litého vzorku dle očekávání k zotavení nedošlo. Velikost subzrna byla u všech vzorků téměř shodná.

U litého vzorku a vzorku po 20% deformaci převažovaly vysokoúhlové hranice zrn. U ostatních vzorků převažovaly nízkoúhlové hranice zrn, které vznikaly z důvodu zotavení (tj. tvorby subzrn, pro které jsou typické nízkoúhlové hranice). Deformace i tepelné zpracování zvyšují podíl zotavení, tudíž počet nízkoúhlových hranic zrn stále rostl, což potvrzují závěry práce [23]. U vzorků po 20 + 40% deformaci bez ohledu na tepelné zpracování byl rozdíl množství vysokoúhlových a nízkoúhlových hranic již velmi velký.

U litého vzorku byla orientace zrn nahodilá. U vzorků 22,22x zůstala i přes 20% deformaci orientace zrn značně nahodilá a zrna nevykazovala ani známky změny tvaru. U vzorků 224 a 224x jsou zrna vlivem plastické deformace protažena ve směru kolmém na pěchování.

V mikrostruktuře všech vzorků se dle očekávání (viz. práce [22]) objevovala fáze  $\beta$ - $Mg_2Si$ . Tato fáze se vyskytovala jak na hranicích zrn, tak rovněž uvnitř zrn, kde se objevovala společně s fází  $MnSi$  ve formě dispergovaných částic. Disperzoidy vznikaly působením deformace, pouze v lité struktuře se dispergované částice  $Mg_2Si$  ani  $MnSi$  nevyskytovaly. U vzorků po deformaci výrazně narostlo množství fáze  $\beta$ - $Mg_2Si$ , zatímco po tepelném zpracování docházelo k výraznému poklesu jejího množství, což potvrzují závěry práce [15] a [23]. V lité struktuře se jako jediné objevila intermetalická fáze  $Al-Fe-Si$ , která se po deformaci a tepelném zpracování přeměnila na nové intermetalické fáze na bázi  $Al-Fe-Mn-Si$ , např.  $Al-Fe-Mn-Cr-Si$  či  $Al-Si-Mn-Fe-Cr$ , jak potvrzuje práce [18]. Intermetalické fáze měly v litém stavu jehlicovitý tvar, v ostatních vzorcích měly intermetalické fáze zaoblený tvar, což potvrzuje výsledky

práce [16]. Dle prací [5], [16] a [17] na základě tvaru a vyskytujících se prvků byly určeny vyskytující minoritní fáze, fáze Al-Fe-Mn-Cr-Si je pravděpodobně  $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$  a fáze Al-Fe-Si je  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ .

Struktury po 20% deformaci a po 20 + 40% deformaci bez tepelného zpracování byly relativně podobné, ve struktuře po 20 + 40% deformaci se vyskytovalo více rozptýlených částic  $\text{Mg}_2\text{Si}$  a  $\text{MnSi}$ . Vyskytující fáze byly v obou strukturách stejné.

Ještě výraznější rozdíl mezi množstvím disperzoidů  $\text{Mg}_2\text{Si}$  a  $\text{MnSi}$  byl ve strukturách po 20% deformaci a po 20 + 40% deformaci s tepelnými zpracováními, kde ve struktuře po 20 + 40% deformaci bylo dispergovaných částic  $\text{Mg}_2\text{Si}$  a  $\text{MnSi}$  výrazně více. Jinak byly tyto struktury relativně podobné, vyskytující fáze byly totožné.

Byly rovněž zkoumány lomové plochy ekvivalentních vzorků po zkoušce tahem. U všech vzorků byly pozorovány tvárné lomy, morfologie lomu byla jamková. U vzorků po deformaci se ve struktuře vyskytovalo výrazné množství jamek, které byly menší a méně hluboké. U vzorků po tepelném zpracování se oproti vzorkům po deformaci množství jamek značně snížilo, jamky byly ale v důsledku koalescenci dutin větší a hlubší. V jamkách se u vzorků 22x a 224x ve velkém množství vyskytovaly částice intermetalické fáze, u vzorku 2 se vyskytovaly v dutinách částice fáze  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Částice tak mohou být iniciátory lomu, což potvrzuje závěry práce [24].

Z prací kolegyně Bc. Veroniky Kozákové [21] a kolegy Ing. Radka Bednáře [20] lze zjistit, že vzorky po deformaci mají nižší hodnoty meze pevnosti a tvrdosti než původní litý stav. V mikrostruktuře vzorku po 20% deformaci lze pozorovat redistribuci intermetalických fází, čímž dochází ke snížení mechanických vlastností. Naopak vzorky po tepelném zpracování vlivem precipitačního vytvrzování dosahují nejvyšších hodnot meze pevnosti a tvrdosti [20,21]. V mikrostruktuře vzorků 22x a 224x lze pozorovat jemné částice (precipitáty) fází  $\text{Mg}_2\text{Si}$  a  $\text{MnSi}$  (výsledky precipitačního vytvrzování), které brání skluzu dislokací a dochází tak k výraznému zvýšení pevnosti a meze kluzu.

Přehled vybraných výsledků je přiložen v tabulce č.12.

Tabulka 12 Shrnutí výsledků

Stav	G	X <sub>v</sub> zotavení	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A [%]	Přítomné fáze
2	5	-	167	273	23,3	β-Al <sub>5</sub> FeSi, Mg <sub>2</sub> Si, MnSi
22	5	3%	149	193	17,8	α-Al <sub>12</sub> (FeMn) <sub>3</sub> Si, Mg <sub>2</sub> Si,MnSi
22x	6	8%	333	363	10,5	α-Al <sub>12</sub> (FeMn) <sub>3</sub> Si, Mg <sub>2</sub> Si,MnSi
224	5	41%	143	190	21,5	α-Al <sub>12</sub> (FeMn) <sub>3</sub> Si, Mg <sub>2</sub> Si,MnSi
224x	6	34%	350	369	13	α-Al <sub>12</sub> (FeMn) <sub>3</sub> Si, Mg <sub>2</sub> Si,MnSi

## Závěry

V experimentální části práce byly analyzovány vzorky slitiny 6082 v různých stavech metodami EBSD a EDS. Nejdříve byla vyhodnocena velikost primárního zrna a přítomných subzrn a také podíl zotavení v jednotlivých stavech s využitím metody EBSD. Velikost zrna se pro různě zpracované vzorky měnila jen minimálně. 20% deformace ani 20 + 40% deformace na velikost primárního zrna neměla velký vliv. Tepelné zpracování ovlivnilo velikost zrna také jen málo, došlo k mírnému zjemnění zrna. Velikost subzrna byla prakticky neměnná. Na podíl zotavení měla výrazný vliv 20 + 40% deformace, 20% deformace zvýšila podíl zotavení jen velmi málo.

Dále byly analyzovány hranice zrn pomocí metody EBSD, kde byl pozorován vliv deformace a tepelného zpracování na nízkoúhlové a vysokoúhlové hranice zrn. 20% deformace neměla významný vliv. Tepelné zpracování značně navýšilo podíl nízkoúhlových hranic zrn z důvodu vysokého nárůstu podílu subzrn vlivem statického zotavení. Ve struktuře po 40% deformaci již množství nízkoúhlových hranic zrn bylo výrazně větší než vysokoúhlových hranic zrn. Dynamické zotavení probíhá již mnohem intenzivněji. Nejvýrazněji se projevuje po opakované deformaci 20 + 40 %.

Orientace zrn byla nahodilá až do působení 40% deformace, kdy jejím vlivem došlo k výraznému protažení zrn v důsledku tváření. Usměrnění struktury je dle očekávání nejintenzivnější při nejvyšším stupni deformace.

Metodou EDS byla u všech vzorků zjištěna fáze  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si, která se vyskytovala na hranicích zrn a rovněž uvnitř zrn, společně s fází MnSi ve formě dispergovaných částic. Disperzoidy se nevyskytovaly pouze ve struktuře litého vzorku. Deformace výrazně zvyšovala množství dispergovaných částic, naopak po tepelném zpracování byl počet disperzoidů výrazně nižší, jelikož kvůli ohřevu došlo k rozpouštění přítomných fází a následné precipitaci. Pouze v litém vzorku se nacházela intermetalická fáze  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi, která se po deformaci a tepelném zpracování přeměnila ve fázi  $\alpha$ -Al<sub>12</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si, která se v mikrostruktuře objevovala ve velkém množství. Intermetalické fáze se vyskytovaly výhradně na hranicích zrn.

Detailní analýza lomových ploch prokázala u všech vzorků přítomnost tvárného porušení s jamkovou morfologií. Na lomových plochách vzorků po deformaci byl počet jamek vysoký, jamky byly malé a mělké. Naopak na lomových plochách po tepelném zpracování byly jamky ve výrazně menším množství, dochází lokálně ke koalescenci dutin a ty jsou ve výsledku větší a hlubší. Částice fází (jak intermetalických, tak vytvrzující fáze  $Mg_2Si$ ) se vyskytovaly pouze u lomových ploch po tepelném zpracování, kde plnily funkci nukleačních míst dutin, tudíž lze usuzovat, že hrubší částice se budou kromě zpevňujícího účinku výrazněji podílet na vzniku lomu.

Mechanické vlastnosti nejvíce ovlivňuje aplikace vytvrzování, kdy je zpevnění realizováno tvorbou precipitátů. Na výsledných hodnotách se spolupodílí i dynamické zotavení při deformaci a následné statické zotavení při rozpouštěcím žíhání. Za hodnocených podmínek zpracování nedochází k rekrystalizaci. Metoda EBSD prokázala svoje jedinečné schopnosti a dostatečnou citlivost pro rozlišení mechanismu odpevnění, jelikož subzrna v této slitině lze při pozorování optickými metodami snadno zaměnit za zrna rekrystalizovaná.

## Zdroje

- [1] MICHNA, Štefan. *Encyklopedie hliníku*. Prešov: Adin, 2005. ISBN 80-890-4188-4.
- [2] VOJTĚCH, Dalibor. *Kovové materiály*. Praha: Vydavatelství VŠCHT, 2006. ISBN 80-708-0600-1.
- [3] MACEK, Karel a Petr ZUNA. *Nauka o materiálu*. Praha: České vysoké učení technické, 1996. ISBN 80-010-1507-6.
- [4] ČIŽMÁROVÁ, Elena a Jana SOBOTOVÁ. *Nauka o materiálu I. a II.: cvičení*. V Praze: České vysoké učení technické, 2014. ISBN 978-80-01-05550-2.
- [5] Aluminum and Aluminium Alloys. *Understanding the Basics* [online]. ASM International, 2001, s. 351-416 [cit. 2020-12-02]. ISBN doi 10.1361/autb2001p351. Dostupné z: <https://materialsdata.nist.gov/bitstream/handle/11115/173/Aluminum%20and%20Aluminum%20Alloys%20Davis.pdf>
- [6] Hliník. Prvky.com [online]. [cit. 2020-12-02]. Dostupné z: <http://www.prvky.com/13.html>
- [7] Technical datasheet - Alloy EN - AW 6082. Hydro.com [online]. [cit. 2020-12-06]. Dostupné z: <https://www.hydro.com/Document/Index?name=Hydro%20EN%20AW%206082.PDF&id=7824>
- [8] MAN, O. *Aplikace metody difrakce zpětně odražených elektronů v materiálovém inženýrství*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. 129 s. Vedoucí dizertační práce prof. Ing. Jiří Švejcar, CSc.
- [9] VODÁREK, Vlastimil. *METODA EBSD V ŘÁDKOVACÍ ELEKTRONOVÉ MIKROSKOPII* [online]. VŠB-Technická Univerzita Ostrava: Ostrava, 2010 [cit. 2021-07-03]. Dostupné z: [https://csacg.fzu.cz/func/viewpdf.php?file=2010\\_39Vodarek.pdf](https://csacg.fzu.cz/func/viewpdf.php?file=2010_39Vodarek.pdf)
- [10] JANOVEC, Jiří, Petr ZUNA a Karel MACEK. *Fyzikální metalurgie*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2004. ISBN 80-010-2935-2.
- [11] CALLISTER, William D. a David G. RETHWISCH. *Materials science and engineering: an introduction*. 8th ed. Hoboken, NJ: John Wiley, c2010. ISBN 978-0-470-41997-7.
- [12] DRÁPALA, Jaromír. *RŮST KRYSTALŮ V PEVNÉ FÁZI – METODY REKRYSTALIZACE* [online]. Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava,

- 2006 [cit. 2021-04-26]. Dostupné z: [https://csacg.fzu.cz/func/viewpdf.php?file=2006\\_9Drapala.pdf](https://csacg.fzu.cz/func/viewpdf.php?file=2006_9Drapala.pdf)
- [13] BIROL, Yucel a Seracettin AKDI. *Cooling slope casting to produce EN AW 6082 forging stock for manufacture of suspension components* [online]. [cit. 2021-7-12]. Dostupné z: <https://akdimuhendislik.com/wp-content/uploads/2020/01/makale-15-cooling-slope-casting-to-produce-en-aw-6082-forging-stock-for.pdf>
- [14] PROCHÁZKA, Tom. *Vliv opakované deformace na rekrytalizaci Al slitiny 6082*. Praha, 2019. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní.
- [15] CHANG, Yi-Ling, Fei-Yi HUNG a Truan-Sheng LUI. Study of microstructure and tensile properties of infrared-heat-treated cast-forged 6082 aluminum alloy. *Journal of Materials Research and Technology* [online]. 2019 [cit. 2021-7-12]. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785417303721>
- [16] BAYAT, N., T. CARLBERG a M. CIESLAR. In-situ study of phase transformations during homogenization of 6005 and 6082 Al alloys. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. 2017, (725) [cit. 2021-7-12]. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838817325240>
- [17] MRÓWKA-NOWOTNIK, G., J. SIENIAWSKI a M. WIERZBIŃSKA. Intermetallic phase particles in 6082 aluminium alloy. *Archives of Materials Science and Engineering* [online]. 2007, (28), 69-76 [cit. 2021-7-18]. Dostupné z: [http://www.amse.acmsse.h2.pl/vol28\\_2/2821.pdf](http://www.amse.acmsse.h2.pl/vol28_2/2821.pdf)
- [18] MRÓWKA-NOWOTNIK, Grażyna a Jan SIENIAWSKI. Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2005, (162-163) [cit. 2021-7-13]. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013605002207>
- [19] SEDLÁČEK, Vladimír. *Zotavení a rekrytalizace*. Praha: Academia, 1985.
- [20] BEDNÁŘ, Radek. *Influence of deformation on structure and properties of Al-Mg-Si alloy*. Praha, 2020. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze.
- [21] KOZÁKOVÁ, Veronika. *Vlastnosti kované slitiny AlMgSi*. Praha, 2020. Bakalářská práce. České vysoké učení technické v Praze.
- [22] MRÓWKA-NOWOTNIK, Grażyna. Influence of chemical composition variation and heat treatment on microstructure and mechanical properties of 6xxx alloys. *Archives of Materials Science and Engineering* [online]. 2010, **46**(2), 98-107 [cit. 2021-7-18]. Dostupné z: [http://www.amse.acmsse.h2.pl/vol46\\_2/4623.pdf](http://www.amse.acmsse.h2.pl/vol46_2/4623.pdf)

[23] QIAN, Xiaoming, Nick PARSON a X.-Grant CHEN. Effects of Mn addition and related Mn-containing dispersoids on the hot deformation behavior of 6082 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2019, (764) [cit. 2021-7-18].

Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509319310391>

[24] KUMAR, Nikhil, Sunkulp GOEL, Heinz-Günter BROKMEIER a R. JAYAGANTHAN. Effect of grain boundary misorientation, deformation temperature and AlFeMnSi-phase on fatigue life of 6082 Al alloy. *Materials Characterization* [online]. 2017, (124), 229-240 [cit. 2021-7-18]. Dostupné z:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580317300062#!>

## Seznam tabulek

TABULKA 1 FYZIKÁLNÍ VLASTNOSTI HLINÍKU [1] .....	8
TABULKA 2 ROZDĚLENÍ HLINÍKOVÝCH SLITIN PRO TVÁŘENÍ DLE EN 573-1[1].....	12
TABULKA 3 CHEMICKÉ SLOŽENÍ SLITINY EN AW 6082 DLE NORMY 573-3 [7].....	14
TABULKA 4 DOPORUČENÉ TECHNOLOGICKÉ PARAMETRY TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ SLITINY EN AW 6082 [1] .....	15
TABULKA 5 MECHANICKÉ VLASTNOSTI SLITINY EN AW 6082 DLE TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ [7] .....	15
TABULKA 6 VLIV ČISTOTY HLINÍKU NA REKRISTALIZAČNÍ TEPLotu [12] .....	28
TABULKA 7 ZKOUMANÉ VZORKY .....	34
TABULKA 8 FINÁLNÍ ROZMĚRY PO PĚCHOVÁNÍ .....	34
TABULKA 9 POŘADÍ A ZRNITOST POUŽITÝCH BRUSNÝCH PAPIRŮ .....	36
TABULKA 10 VELIKOST ZRNA PRO JEDNOTLIVÉ STAVY .....	40
TABULKA 11 MECHANICKÉ VLASTNOSTI V JEDNOTLIVÝCH STAVECH [20,21] .....	56
TABULKA 12 SHRNUTÍ VÝSLEDKŮ .....	59

## Seznam obrázků

OBR. 1 ROZDĚLENÍ HLINÍKOVÝCH SLITIN [2] .....	10
OBR. 2 DEFORMACE SKLUZEM [3] .....	17
OBR. 3 A) NEDEFORMOVANÉ ZRNO, B) DEFORMOVANÉ ZRNO SKLUZEM [3] .....	18
OBR. 4 A) DEFORMACE DVOJČATĚNÍM, B) ZRNO PO KOMBINACI DEFORMACÍ SKLUZU A DVOJČATĚNÍ [3] .....	18
OBR. 5 TYPICKÝ BINÁRNÍ DIAGRAM VYTVRDI TELNÉ AL SLITINY [4] .....	21
OBR. 6 SCHÉMA TEPELNÍHO CYKLU VYTVRZOVÁNÍ [4] .....	22
OBR. 7 PRŮBĚH PRECIPITACE [4] .....	23
OBR. 8 VYTVRZOVACÍ KŘIVKA SLITINY AL-MG-SI TÝKAJÍCÍ SE ZMĚN MEZÍ PEVNOSTI [7] .....	23
OBR. 9 SCHÉMATICKÉ ZNÁZORNĚNÍ POLYGONIZACE A) DEFORMOVANÁ STRUKTURA B) ZOTAVENÁ STRUKTURA [10] .....	25
OBR. 10 SCHÉMA VYCHÝLENÍ PŮVODNÍ HRANICE ZRNA V KULOVÝ VRCHLÍK A) MODEL B) AŽ D) SCHÉMATICKÝ POSTUP VYCHÝLENÍ VRCHLÍKU [10] .....	27
OBR. 11 T-T DIAGRAM BINÁRNÍ SLITINY S VYZNAČENÝMI DOBAMI REKRISTALIZACE A PRECIPITACE [10] .....	29
OBR. 12 A) SCHÉMA MODELU DVOU INTERAKCÍ, B) SCHÉMA KANÁLOVACÍHO MODELU. A = NEPRUŽNÝ DIFÚZNÍ ROZPTYL, B = BRAGGOVSKÁ DIFRAKCE, C = KANÁLOVACÍ INTERAKCE. [8].....	33
OBR. 13 BAREVNÁ STUPNICE - VELIKOST ZRNA ROSTE ZLEVA DOPRAVA .....	37
OBR. 14 VZOREK 2: A) BAND CONTRAST MAPA, B) VELIKOST ZRNA .....	37
OBR. 15 VZOREK 22: A) BAND CONTRAST MAPA, B) VELIKOST ZRNA .....	38
OBR. 16 VZOREK 22X: A) BAND CONTRAST MAPA, B) VELIKOST ZRNA .....	38

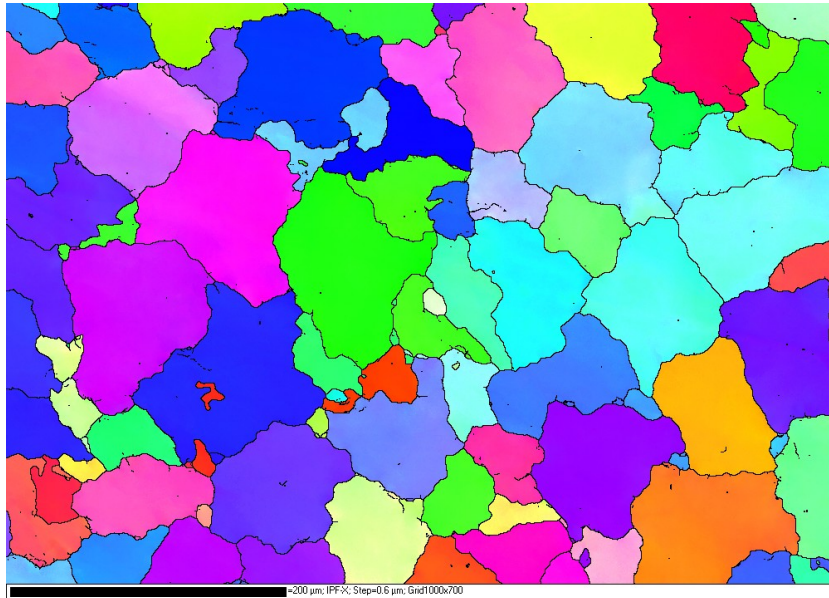


OBR. 17 VZOREK 224: A) BAND CONTRAST MAPA, B) VELIKOST ZRNA.....	39
OBR. 18 VZOREK 224X: A) BAND CONTRAST MAPA, B) VELIKOST ZRNA.....	39
OBR. 19 VZOREK 2: A) ORIENTACE HRANIC ZRN, B) HISTOGRAM.....	42
OBR. 20 VZOREK 22: A) ORIENTACE HRANIC ZRN, B) HISTOGRAM .....	42
OBR. 21 VZOREK 22X: A) ORIENTACE HRANIC ZRN, B) HISTOGRAM .....	43
OBR. 22 VZOREK 224: A) ORIENTACE HRANIC ZRN, B) HISTOGRAM .....	43
OBR. 23 VZOREK 224X: A) ORIENTACE HRANIC ZRN, B) HISTOGRAM .....	44
OBR. 24 VZOREK 2: A) INVERZNÍ PÓLOVÝ OBRAZEC VE SMĚRU X , B) INVERZNÍ PÓLOVÝ OBRAZEC VE SMĚRU Y, c) INVERZNÍ PÓLOVÝ OBRAZEC VE SMĚRU Z .....	44
OBR. 25 VZOREK 22, INVERZNÍ PÓLOVÝ OBRAZEC VE SMĚRU Z.....	45
OBR. 26 VZOREK 22X, INVERZNÍ PÓLOVÝ OBRAZEC VE SMĚRU Z.....	45
OBR. 27 VZOREK 224, INVERZNÍ PÓLOVÝ OBRAZEC VE SMĚRU Z .....	46
OBR. 28 VZOREK 224X, INVERZNÍ PÓLOVÝ OBRAZEC VE SMĚRU Z .....	46
OBR. 29 SNÍMEK VZORKU 2, CELKOVÁ STRUKTURA (VLEVO), EDS MAPY PŘÍTOMNÝCH PRVKŮ (VPRAVO) .....	48
OBR. 30 FÁZE V MIKROSTRUKTUŘE LITÉHO VZORKU (VLEVO), EDS MAPY PŘÍTOMNÝCH PRVKŮ (VPRAVO) .....	48
OBR. 31 SNÍMEK VZORKU 22, CELKOVÁ STRUKTURA, COMPO.....	49
OBR. 32 FÁZE V MIKROSTRUKTUŘE VZORKU 22, ADD (VLEVO), EDS MAPY PŘÍTOMNÝCH PRVKŮ (VPRAVO) ...	49
OBR. 33 ROZPTÝLENÉ ČÁSTICE FÁZE V MIKROSTRUKTUŘE VZORKU 22, ADD (VLEVO), EDS MAPY PŘÍTOMNÝCH PRVKŮ (VPRAVO) .....	50
OBR. 34 SNÍMEK VZORKU 22X, CELKOVÁ STRUKTURA, COMPO.....	50
OBR. 35 FÁZE V MIKROSTRUKTUŘE VZORKU 22X, BRUSIVO (VLEVO), EDS MAPY PŘÍTOMNÝCH PRVKŮ (VPRAVO) .....	51
OBR. 36 SNÍMEK VZORKU 224, CELKOVÁ STRUKTURA, COMPO .....	51
OBR. 37 FÁZE V MIKROSTRUKTUŘE VZORKU 224 (VLEVO), EDS MAPY PŘÍTOMNÝCH PRVKŮ (VPRAVO) .....	52
OBR. 38 BODOVÁ ANALÝZA OBR.37 .....	52
OBR. 39 SNÍMEK VZORKU 224X, CELKOVÁ STRUKTURA, COMPO .....	53
OBR. 40 FÁZE V MIKROSTRUKTUŘE VZORKU 224X, ADD (VLEVO), EDS MAPY PŘÍTOMNÝCH PRVKŮ (VPRAVO) .....	53
OBR. 41 LOMOVÁ PLOCHA VZORKU 2: ZVĚTŠENÍ 50× (VLEVO), ZVĚTŠENÍ 2 500× (UPROSTŘED), ZVĚTŠENÍ 8 500× (VPRAVO) .....	54
OBR. 42 LOMOVÁ PLOCHA VZORKU 22: ZVĚTŠENÍ 50× (VLEVO), ZVĚTŠENÍ 2 500× (UPROSTŘED), ZVĚTŠENÍ 8 500× (VPRAVO) .....	54
OBR. 43 LOMOVÁ PLOCHA VZORKU 22X: ZVĚTŠENÍ 50× (VLEVO), ZVĚTŠENÍ 2 500× (UPROSTŘED), ZVĚTŠENÍ 8 500× (VPRAVO) .....	54
OBR. 44 LOMOVÁ PLOCHA VZORKU 224: ZVĚTŠENÍ 50× (VLEVO), ZVĚTŠENÍ 2 500× (UPROSTŘED), ZVĚTŠENÍ 8 500× (VPRAVO) .....	55
OBR. 45 LOMOVÁ PLOCHA VZORKU 224X: ZVĚTŠENÍ 50× (VLEVO), ZVĚTŠENÍ 2 500× (UPROSTŘED), ZVĚTŠENÍ 8 500× (VPRAVO) .....	55

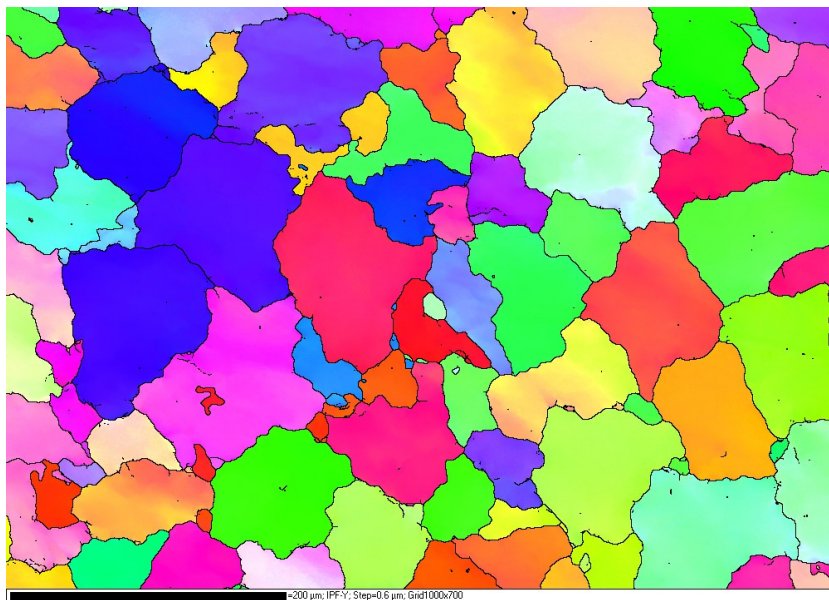
## Seznam rovnic

ROVNICE 1 RYCHLOST ZOTAVOVÁNÍ BODOVÝCH PORUCH [10] .....	24
ROVNICE 2 ENERGETICKÁ PODMÍNKA PRO VZNIK KULOVÉHO VRCHLÍKU [10].....	26
ROVNICE 3 BRAGGOVA DIFRAKČNÍ PODMÍNKA [9].....	32

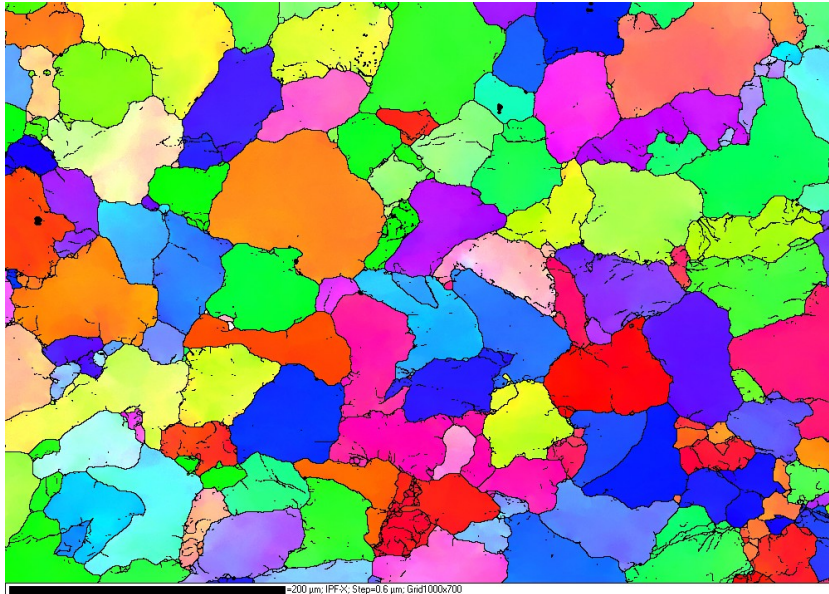
## Příloha A - Inverzní pólové obrazce ve směru x a y



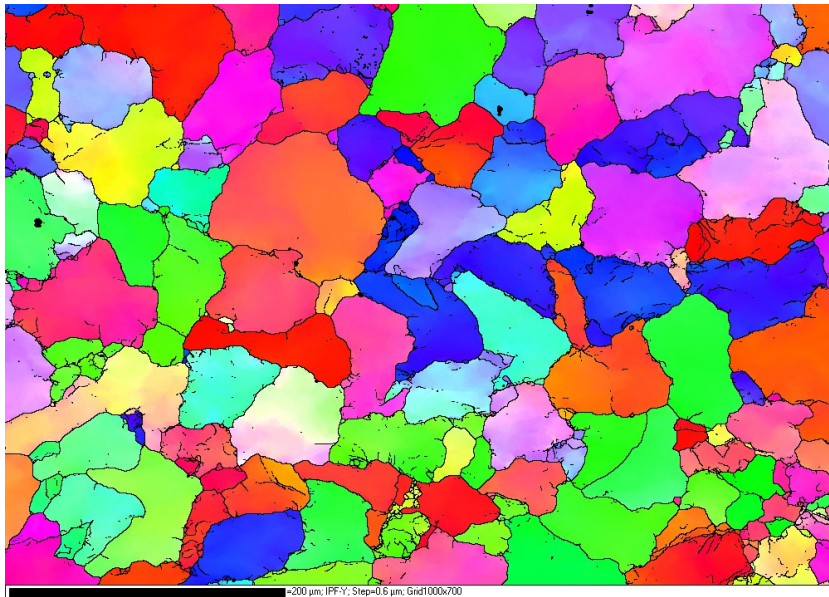
Obrázek 1 Vzorek 22, Inverzní pólový obrazec ve směru x



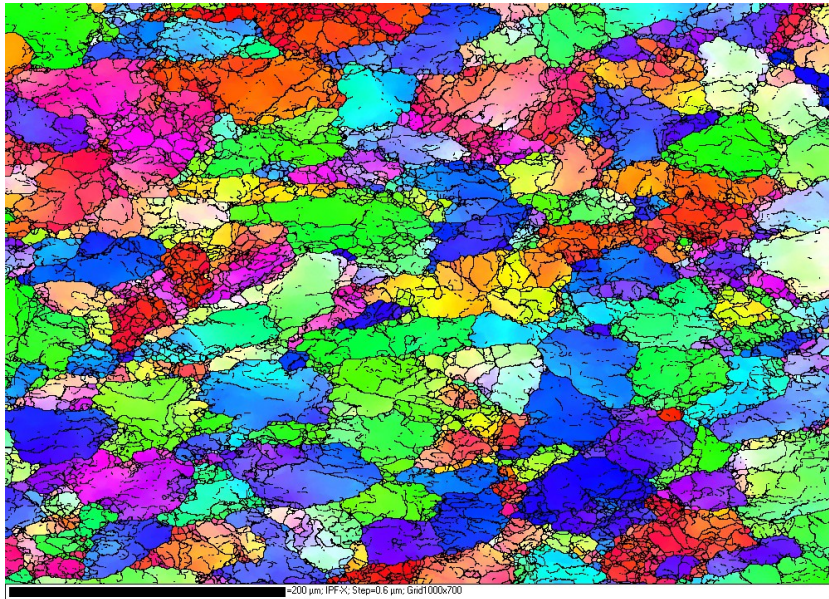
Obrázek 2 Vzorek 22, Inverzní pólový obrazec ve směru y



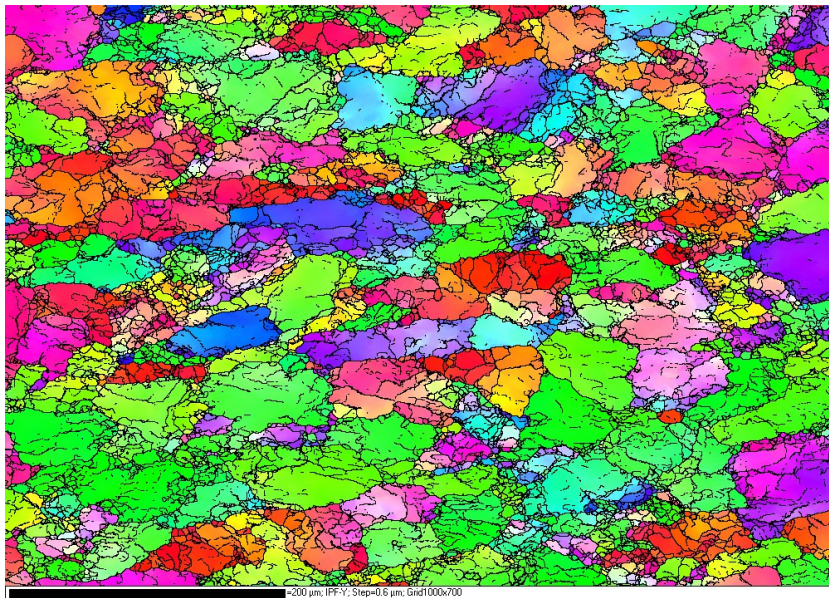
Obrázek 3 Vzorek 22x, Inverzní pólový obrazec ve směru x



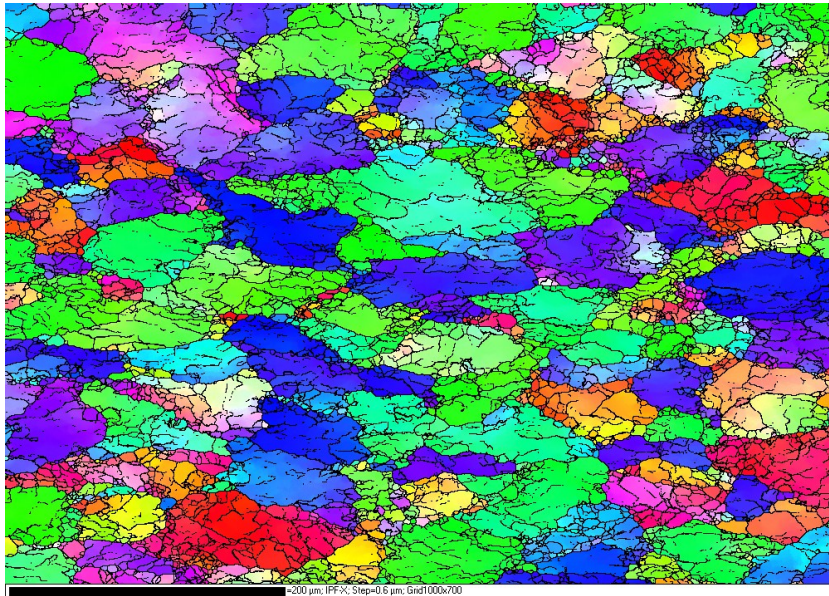
Obrázek 4 Vzorek 22x, Inverzní pólový obrazec ve směru y



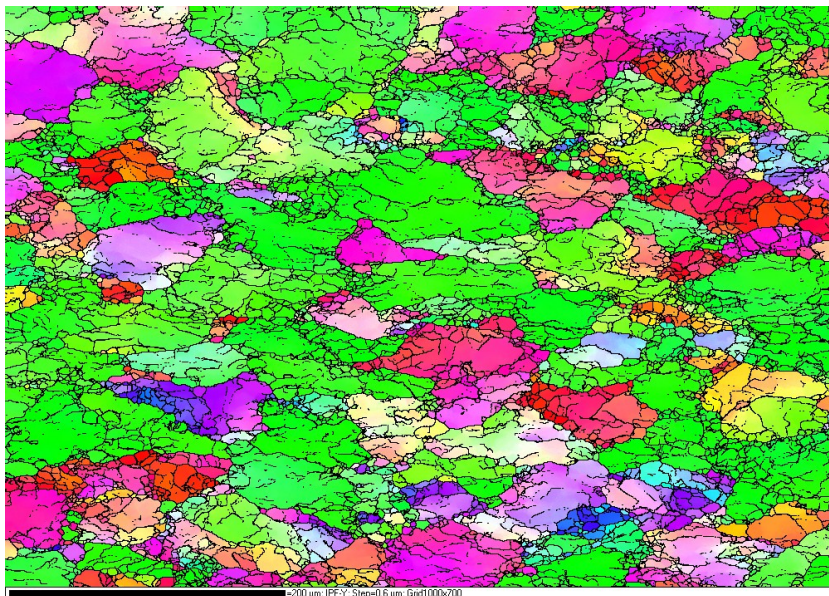
Obrázek 5 Vzorek 224, Inverzní pólový obrazec ve směru x



Obrázek 6 Vzorek 224, Inverzní pólový obrazec ve směru y

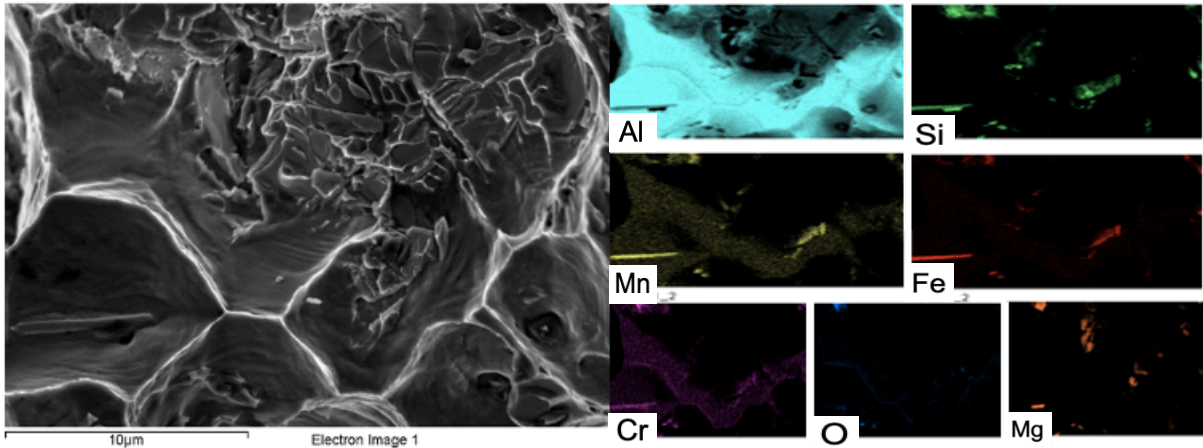


Obrázek 7 Vzorek 224x, Inverzní pólový obrazec ve směru x

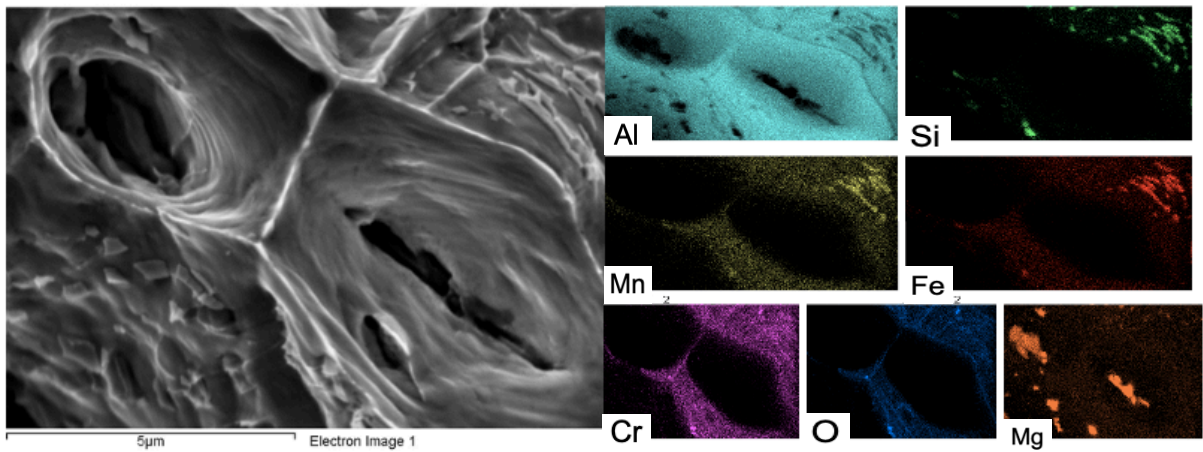


Obrázek 8 Vzorek 224x, Inverzní pólový obrazec ve směru y

## Příloha B - Lomové plochy s EDS mapami



Obrázek 9 Lomová plocha vzorku 2 (vlevo), EDS mapy přítomných prvků (vpravo)



Obrázek 10 Lomová plocha vzorku 2 (vlevo), EDS mapy přítomných prvků (vpravo)