

**ČESKÉ VYSOKÉ  
UČENÍ TECHNICKÉ  
V PRAZE**

**FAKULTA  
STROJNÍ**



**BAKALÁŘSKÁ  
PRÁCE**

**2022**

**MIKULÁŠ  
KAČENA**

**Hodnocení mikrostruktury**  
**kované slitiny 6082**  
**metodou EBSD**

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Kačena** Jméno: **Mikuláš** Osobní číslo: **345303**  
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**  
Zadávající katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**  
Studijní program: **Teoretický základ strojního inženýrství**  
Studijní obor: **bez oboru**

## II. ÚDAJE K BAKALÁŘSKÉ PRÁCI

Název bakalářské práce:

**Hodnocení mikrostruktury kované slitiny 6082 metodou EBSD**

Název bakalářské práce anglicky:

**Microstructure evaluation of forged 6082 alloy by EBSD method**

Pokyny pro vypracování:

Cílem práce je posouzení vlivu tváření na mikrostrukturu extrudované slitiny hliníku AW-6082.

- 1) Literární rešerše problematiky hliníkových slitin pro tváření.
- 2) Návrh experimentu a příprava vzorků.
- 3) Realizace experimentu.
- 4) Zpracování a analýza naměřených dat.
- 5) Diskuze a závěry.

Seznam doporučené literatury:

- [1] Sedláček, V. a kol. Zotavení a rekrystalizace, Praha: Academia, 1985, 280 s.
- [2] T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J. J. Jonas, Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions; Progress in Materials Science, doi: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002
- [3] A. J. Schwartz et al., Electron Backscatter Diffraction in Materials Science, Springer New York, NY, 2009, 403 s.
- [4] J. Lv, J.-H. Zheng, V.A. Yardley, Z. Shi, J. Lin, A Review of Microstructural Evolution and Modelling of Aluminium Alloys under Hot Forming Conditions; Metals 2020, doi: 10.3390/met10111516

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) bakalářské práce:

**Ing. Vladimír Mára, Ph.D. ústav materiálového inženýrství FS**

Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) bakalářské práce:

Datum zadání bakalářské práce: **14.10.2022**

Termín odevzdání bakalářské práce: **28.12.2022**

Platnost zadání bakalářské práce: \_\_\_\_\_

Ing. Vladimír Mára, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) práce

prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.  
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

doc. Ing. Miroslav Španiel, CSc.  
podpis děkana(ky)

## III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Student bere na vědomí, že je povinen vypracovat bakalářskou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v bakalářské práci.

\_\_\_\_\_  
Datum převzetí zadání

\_\_\_\_\_  
Podpis studenta

## **Prohlášení**

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma „Hodnocení mikrostruktury kované slitiny 6082 metodou EBSD“ vypracoval samostatně a s použitím uvedené literatury a pramenů.

V Praze dne: .....

.....

Podpis

## **Poděkování**

Tímto bych rád poděkoval Ing. Vladimíru Márovi Ph.D., vedoucímu mé bakalářské práce, za odborné vedení, cenné připomínky, pomoc s realizací experimentu a čas, který mi věnoval.

## **Abstrakt**

Práce se zabývá změnami v mikrostruktuře hliníkové slitiny EN AW-6082 po tváření za tepla a následném tepelném zpracování. Popisuje základní principy plastické deformace, odpevňovacích dějů a precipitačního vytvrzování. V rámci experimentu jsou metodou EBSD analyzovány základní krystalografické parametry a přítomnost texturních komponent u vzorků materiálu s různým stupněm deformace.

## **Klíčová slova**

Misorientace, zrno, dislokace, plastická deformace, EBSD, pólový obrazec, textura.

## **Abstract**

This work deals with changes in the microstructure of the EN AW-6082 aluminum alloy after hot forming and subsequent heat treatment. It describes the basic principles of plastic deformation, annealing processes, and precipitation hardening. In the experiment, the basic crystallographic parameters and the presence of textural components in samples of the material with different degrees of deformation are analyzed using the EBSD method.

## **Keywords**

Misorientation, grain, dislocation, plastic deformation, EBSD, pole figure, texture.

# Obsah

1. ÚVOD.....	10
2. TEORETICKÁ ČÁST.....	11
2.1. Hliník.....	11
2.1.1 Základní rozdělení slitin hliníku.....	12
2.2. Deformace a zpevňování materiálu.....	15
2.3. Odpevňovací procesy.....	19
2.3.1 Deformace za tepla.....	20
2.3.2 Zotavení statické a dynamické.....	21
2.3.3 Rekrytalizace statická a dynamická.....	22
2.4. Tepelné zpracování hliníkových slitin.....	24
2.4.1 Žíhání hliníkových slitin.....	25
2.4.2 Vytvrzování hliníkových slitin.....	25
2.5. Elektronová mikroskopie.....	28
2.5.1 Princip elektronové mikroskopie.....	29
2.5.2 Metoda EBSD.....	30
3. EXPERIMENÁLNÍ ČÁST.....	34
3.1. Materiál a příprava vzorků.....	34
3.2. Analýza světelnou mikroskopií.....	37
3.3. Analýza elektronovou mikroskopií.....	38
3.3.1 Difrakční kontrast.....	38
3.3.2 Hranice zrn a dislokace.....	39
3.3.3 Krystalografická orientace a textura.....	42
3.3.4 Disorientace krystalové mřížky v zrně.....	46
3.3.5 Porovnání výsledků.....	48
3.3.6 Diskuse.....	50
4. ZÁVĚR.....	53
5. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY.....	54
6. PŘÍLOHY.....	58

# POUŽITÉ SYMBOLY

<b>Symbol</b>	<b>Název</b>	<b>Jednotka</b>
$\sigma$	Napětí	[MPa]
$\varepsilon$	Poměrné prodloužení	[1]
$A_5$	Tažnost	[%]
$E$	Modul pružnosti v tahu	[MPa]
$d$	Střední průměr zrna	[mm]
$T$	Termodynamická teplota	[K]
$T_M$	Termodynamická teplota tání	[K]
$\rho$	Měrná hmotnost	[kg·m <sup>-3</sup> ]
$R_m$	Mez pevnosti	[MPa]
$k_y$	Hallova-Patchova konstanta	[MPa·m <sup>1/2</sup> ]
$\lambda$	Tepelná vodivost	[W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ]
$\sigma$	Konduktivita	[MS·m <sup>-1</sup> ]
$\tau_{kr}$	Kritické napětí	[MPa]
$\rho$	Hustota dislokací	[m <sup>-2</sup> ]
$\sigma_0$	Pearls-Nabarrovo napětí	[MPa]
$\lambda$	Vlnová délka elektronu	[nm]
$m_e$	Klidová/Neklidová hmotnost elektronu	[kg]



$h$	Planckova konstanta	[J·s]
$d_{hkl}$	Meziovinná vzdálenost rovin (hkl)	[nm]
$n$	Řád difrakce	[1]
$\theta$	Úhel difrakce	[rad]

# 1. ÚVOD

Slitina hliníku EN AW-6082 se vyznačuje velmi dobrou tvařitelností, což z ní dělá vhodného kandidáta pro výrobu extrudovaných profilů a výkovek technologií zápustkového kování. Zároveň má tato slitina velmi dobrou odolnost proti korozi a pokud je tepelně zpracována precipitačním vytvrzením a poté umělým stárnutím (T6), patří mezi nejpevnější slitiny ze skupiny 6XXX. Díky těmto vlastnostem se často používá pro výrobu příhradových konstrukcí, které odolávají venkovnímu prostředí a zároveň jsou intenzivněji namáhány jako například konstrukce jeřábů, pásových dopravníků, lávek a hal. Dále se slitina 6082 používá i v dopravním průmyslu a to především v automobilovém díky své výborné svařitelnosti a v lodním průmyslu díky odolnosti vůči mořské vodě.

Při tváření slitiny za tepla může vznikat hrubozrnná mikrostruktura vlivem rekrystalizačních procesů působících v průběhu tváření nebo v rámci následného tepelného zpracování. Taková mikrostruktura pak může mít negativní vliv na pevnostní a únavové vlastnosti jak součástí, tak i celých konstrukcí. Zároveň při tváření vznikají deformační textury, které způsobují anisotropii mechanických vlastností. Tato práce se zabývá analýzou deformačních a rekrystalizačních jevů v mikrostruktuře tvářené a tepelně zpracované slitiny EN AW-6082.

## 2. TEORETICKÁ ČÁST

### 2.1. Hliník

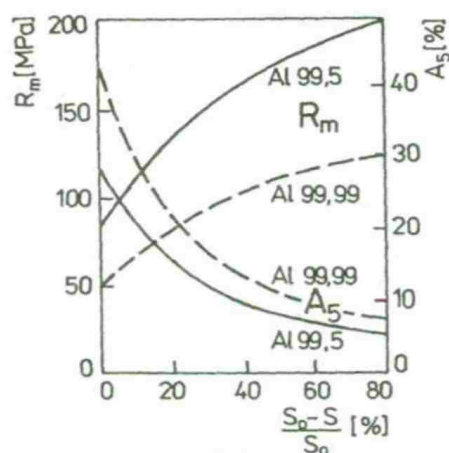
Hliník je druhý nejpoužívanější kov na světě, a to především díky své nízké hustotě ( $2700 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ) a přijatelným mechanickým vlastnostem. Některé hliníkové slitiny mají měrné pevnostní charakteristiky srovnatelné s ocelí (např.  $R_m/\rho$ ). Tyto přednosti vyhovují hlavně dopravnímu, balicímu a stavebnímu průmyslu [1–3]. Dále lze vyzdvihnout dobrou konduktivitu a tepelnou vodivost ( $34$  až  $38 \text{ MS}\cdot\text{m}^{-1}$  a  $210$  až  $230 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ), stejně jako dobrou tvařitelnost (jak za tepla, tak i za studena) a obrobiteľnosť. Hliník má velmi dobrou stálost na vzduchu a v mořské vodě díky tenké vrstvě (přibližně  $0,1 \text{ }\mu\text{m}$ ) oxidu hlinitého ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), která vzniká na jeho povrchu při teplotě okolí [1, 3, 4].

Naopak odolnost hliníku vůči alkalickým látkám je malá. Dále, pokud se slitiny hliníku dostanou do kontaktu s jinými kovy, hrozí jim napadení elektrochemickou korozí (výjimkou je zinek a kadmium). Slitiny, které obsahují měď, mají špatnou odolnost proti korozi na vzduchu. Hliník lze svařovat v ochranné atmosféře [1, 3]. Hliník je kov nealotropický, tedy má stále stejný typ krystalové mřížky, a to krychlovou plošně středěnou (FCC) a jeho teplota tání je  $660 \text{ }^\circ\text{C}$  [3, 4].

Hliník se nevyskytuje v přírodě v čisté formě a jeho výroba je složitý a energeticky náročný proces. Nejprve se pomocí Bayerova procesu získává z vytěženého bauxitu oxid hlinitý ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) [2, 5]. Po získání oxidu hlinitého přichází na řadu Hallův-Heroultův proces. Jde o elektrolýzu s uhlíkovými elektrodami a elektrolytem na bázi kryolitu ( $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ), do kterého je dávkován oxid hlinitý. Elektrolytem s oxidem hlinitým prochází elektrický proud, který roztrhne vazbu mezi hliníkem a kyslíkem v oxidu hlinitém. Kyslík se sloučí s uhlíkem z elektrod na oxid uhličitý a roztavený hliník klesá ke dnu, kde je následně odebírán [1, 2, 6].

## 2.1.1 Základní rozdělení slitin hliníku

Technicky čisté hliníky se používají v chemickém a potravinářském průmyslu jako obalové materiály (Al99,8 a Al99,7), dále jako plátování plechů, které nemají odolnost proti korozi. Hliník Al99,5 je významným elektrovedným materiálem [1, 4]. Nízká pevnost hliníku technické čistoty se řeší mechanickým zpracováním, konkrétně tvářením za studena, které výrazně zvyšuje mez pevnosti  $R_m$  a snižuje tažnost  $A_5$ , jak je vidět na Obr. 1. Hliníky technické čistoty obsahují doprovodné prvky, které nelze při výrobě zcela odstranit, a to především síru a železo.



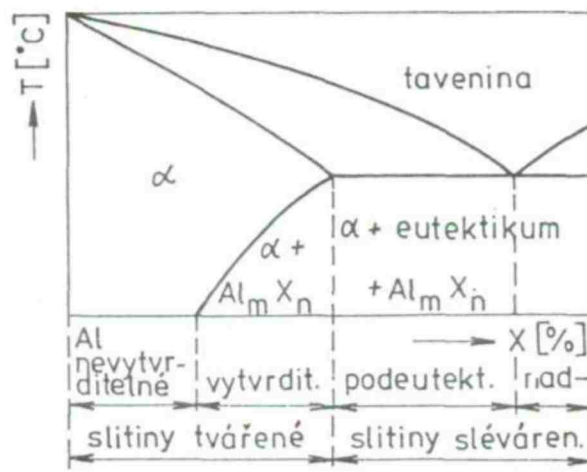
Obr. 1: Změny meze pevnosti  $R_m$  a tažnosti  $A_5$  hliníku technické čistoty v závislosti na stupni tváření za studena [3].

Pro většinu konstrukčních účelů je však nízká pevnost hliníku překážkou, a tak přibližně dvě třetiny vyrobeného hliníku technické čistoty jsou legovány, a vytváří tak jeho slitiny. Slitiny hliníku nejčastěji dělíme podle způsobu zpracování na slitiny hliníku určené k tvářením a na slitiny hliníku na odlitky [1, 3].

Slitiny hliníku určené k tvářením se nejčastěji nejprve odlévají do kokil, nebo jako kontislitek kontinuálním litím, a vytvoří se tak ingoty. Ty se následně tváří, a to buď již na hotový výrobek, nebo se tváří na polotovary, které se pak dále zpracovávají. Například protlačováním kontislitku kruhového průřezu lze rovnou vyrobít požadovaný hliníkový profil, nebo je

odlit kontislitek obdelníkového průřezu, který se dále bude válcovat, a tento vývalek se pak dále zpracuje strojním dělením a třískovým obráběním [7]. Slitiny hliníku určené k tváření se dále dělí na vytvrditelné a nevytvrditelné [1, 3].

Další skupinou jsou slitiny hliníku na odlitky, které se nejčastěji odlévají tlakově a do kokil, méně často do písku. Slévárenské slitiny hliníku se nejčastěji rozdělují do skupin podle slitinových bází, z nichž některé lze vytvářet [1, 8]. Popsané rozdělení je znázorněno na Obr. 2.



Obr. 2: Schéma binárního rovnovážného diagramu Al-X s vyznačeným rozdělením hliníkových slitin [3].

Slitiny hliníku určené k tváření dělíme do osmi skupin podle hlavního přísadového prvku. **EN AW-1XXX** jsou hliník technické čistoty. **EN AW-2XXX** označuje slitiny Al-Cu, ty vynikají po vytvrzení vysokou pevností až  $R_m$  530 MPa a při přidání Mg resp. Ni jsou vhodné pro práci za zvýšených teplot 200 °C resp. 300 °C. Slitina je dobře tvařitelná za tepla i za studena, má však sníženou odolnost proti mezikrystalové korozi, a tak se plechy často plátují AW-1XXX popřípadě AW-3XXX [1, 3]. **EN AW-3XXX** - slitiny Al-Mn mají výbornou odolnost proti korozi, a to i ve slané vodě, dobrou tvařitelnost, svařitelnost a lomovou houževnatost. Slitina se však nevytvzuje pro malou rozpustnost Mn, a tak se její pevnost vyšuje převážně tvářením za studena

a to až na  $R_m$  420 MPa. Při tváření za studena se stupněm deformace vyšším než 30 % značně klesá odolnost proti korozi [1, 3]. **EN AW-4XXX** jsou slitiny Al-Si s dobrou odolností proti otěru a malou teplotní roztažností. Používají se v automobilovém průmyslu na části spalovacích motorů. Mají horší obrobiteľnosť. **EN AW-5XXX** - slitiny Al-Mg jsou další slitiny hliníku s vynikající odolností proti korozi a dobrou tvařitelností a svařitelností. Pro nízkou účinnost vytvrzování se používá ke zvýšení pevnosti deformační zpevnění [1, 3]. **EN AW-6XXX** - slitiny Al-Si-Mg jsou vytvrditelné na cca 350 MPa, a jsou tedy nejméně pevné z vytvrditelných slitin. Mají však dobrou svařitelnost, tvařitelnost a odolnost proti korozi [1, 3]. **EN AW-7XXX** - slitiny Al-Zn s pevností  $R_m$  600 až 730 MPa po vytvrzování, avšak s nižší lomovou houževnatostí a odolností proti korozi pod napětím. Pro zvýšení odolnosti proti korozi se aplikuje dvojitě umělé stárnutí [1, 3]. **EN AW-8XXX** označuje slitiny Al s ostatními prvky. Například slitiny Al-Li-Sc mají výborné únavové vlastnosti a vysokou pevnost  $R_m$  až 630 MPa [1, 9].

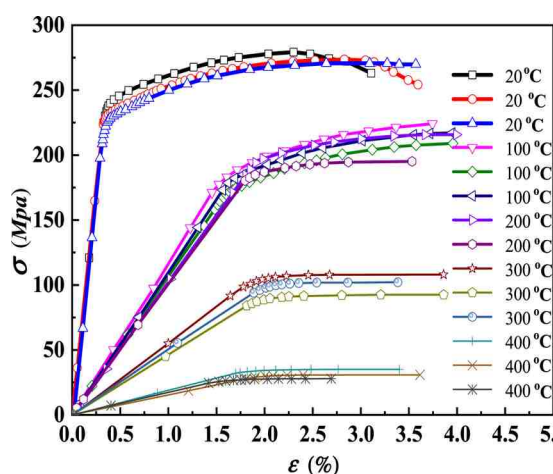
Slitiny hliníku na odlitky mají větší podíl přísadových prvků a obecně horší mechanické vlastnosti. Dělíme je podle hlavního přísadového prvku do čtyř skupin [3]. **EN Ax-2XXXX** - slitiny Al-Cu disponují dobrou odolností proti opotřebení. Po přidání Ni a Fe jsou vhodné pro namáhání za zvýšených teplot, a to až 450 °C. Slévárenské slitiny Al-Cu mají horší slévárenské vlastnosti a špatnou odolnost proti korozi [1, 4]. **EN Ax-4XXXX** - slitiny Al-Si vynikají svými slévárenskými vlastnostmi. Pro zlepšení mechanických vlastností se přidávají další příměsi. Po přidání Mg nebo Cu lze slitiny vytvrzovat. Tyto litiny mají horší obrobiteľnosť [3, 4]. **EN Ax-5XXXX** - slitiny Al-Mg mají výborné mechanické vlastnosti, především měrnou pevnost a velmi dobrou odolnost proti korozi. Přidáním Si se zlepšují slévárenské vlastnosti [3, 4]. **EN Ax-7XXXX** - slitiny Al-Zn mají dobré slévárenské vlastnosti, dobré mechanické vlastnosti, svařitelnost i odolnosti proti korozi. Mohou trpět na korozi pod napětím [1, 3].

## 2.2. Deformace a zpevnování materiálu

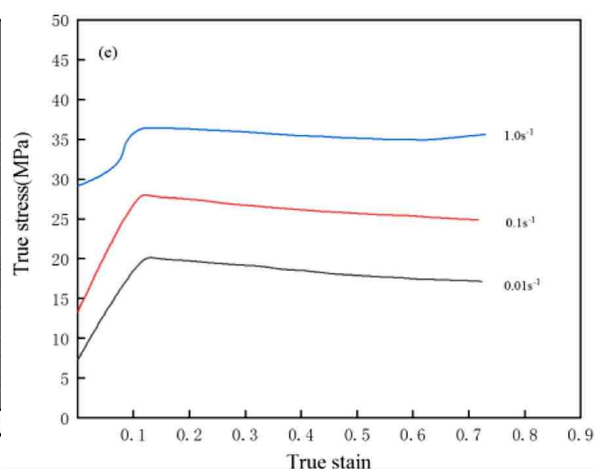
Při zatížení tělesa napětím  $\sigma$ , lze na tělesu pozorovat poměrné prodloužení  $\varepsilon$ . Pokud se při odebrání napětí  $\sigma$  deformované těleso vrátí do původního tvaru, nazývá se tato deformace elastickou. Princip elastické deformace spočívá v mírném vychýlení atomů ze svých poloh v krystalové mřížce, kde jsou drženy meziatomárními silami. Elastická deformace je lineární a řídí se Hookovým zákonem [10]. Pro materiál s modulem pružnosti  $E$  platí vztah (1).

$$\sigma(\varepsilon) = E \cdot \varepsilon \quad (1)$$

Pokud je těleso zatíženo mimo oblast platnosti Hookeova zákona, přestane být funkce  $\sigma(\varepsilon)$  lineární, a začne být výrazně více závislá na termodynamické teplotě  $T$  viz Obr. 3 a rychlosti deformace  $d\varepsilon/dt$  [4]. Deformace elastická přejde v deformaci plastickou.



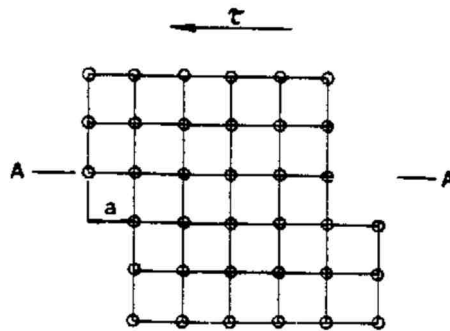
Obr. 3: Závislost křivek  $\sigma(\varepsilon)$  pro EN AW-6082 na teplotě  $T$  [31]



Obr. 4: Závislost křivek  $\sigma(\varepsilon)$  pro EN AW-6082 na rychlosti deformace [27]

Aby bylo dosaženo plastické deformace, je třeba v krystalové mřížce vychýlit atomy takovým způsobem, aby už nebyly schopny se vrátit do svých původních poloh. K tomu může dojít, pokud atomy přeskočí o násobek mřížkového parametru a ustálí se na místě, kde před tím byl sousední atom,

jak je vidět z následujícího schématu pro dokonalou krystalovou mřížku na Obr. 5. Tento mechanismus nazýváme skluz. Skluz probíhá ve skluzových rovinách a směrech, což jsou atomy nejhustěji obsazené krystalografické roviny a směry. U hliníku (mřížka FCC), existují roviny s těsným uspořádáním, což má za následek velmi dobrou tvárnost materiálu. Jsou to roviny typu  $\{111\}$ . Tyto roviny jsou čtyři nerovnoběžné, což dohromady s třemi směry typu  $\langle 110 \rangle$  dává pro mřížku FCC dvanáct skluzových systémů [3, 10].



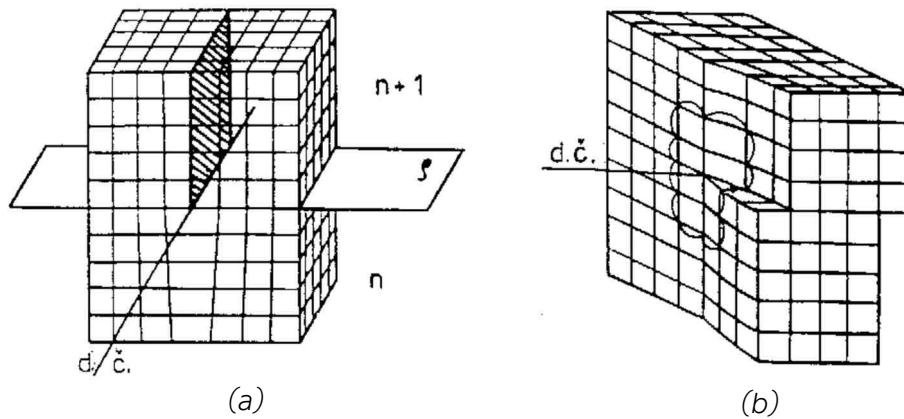
Obr. 5: Schéma deformace skluzem v rovině A-A o mřížkový parametr  $a$  v dokonalé krystalové mřížce [4].

Speciálním případem skluzu je dvojčatění, kdy se atomy pohybují pouze o zlomky mřížkového parametru takovým způsobem, že podle roviny vytvoří zrcadlový obraz s neposunutou částí mřížky [4]. Dvojčatění má však vyšší kritické napětí - to jest napětí, které je třeba vybudit v materiálu, aby k dvojčatění začalo docházet - než je kritické napětí skluzu. Proto k dvojčatění dochází především za nízkých teplot a vysokých rychlostí deformace. U hliníku však k dvojčatění dochází minimálně. Mřížka FCC má relativně nižší kritické napětí skluzu (o dva řády nižší než mřížka BCC), a tudíž bude skluz dislokací většinou upřednostněn před dvojčatěním [11].

Reálné konstrukční materiály však nejsou tvořeny krystaly s dokonalou krystalovou mřížkou a zároveň jsou polykrystalické, tedy jsou tvořeny zrny – monokrystaly s navzájem různou orientací krystalové mřížky [3, 10, 11]. Reálné krystalové mřížky obsahují poruchy bodové, což jsou vakance, intersticiály vlastní a cizí a substituční atomy, dále poruchy čárové, tzv. dislokace, poruchy plošné, to jest vrstevné chyby, hranice zrn

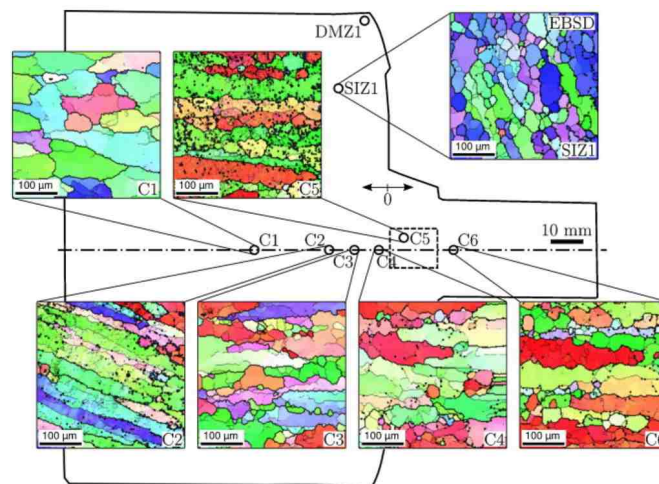


a subzrn a volné povrchy a nakonec poruchy prostorové, mezi které patří např. precipitáty nebo vměstky [10, 11]. Při deformaci se zdaleka nejvýznamněji uplatňují čárové poruchy – dislokace, které dělíme na hranové dislokace Obr. 6a a šroubové dislokace Obr. 6b [4].



Obr. 6: Schéma hranové (a) a šroubové (b) dislokace [4]

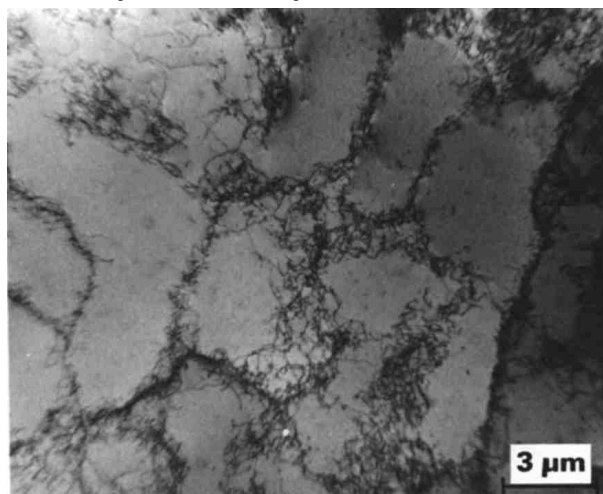
Jednotlivá zrna mají stejnou krystalovou mřížku, ale s různou orientací. Je-li odchylka této orientace vyšší než  $15^\circ$ , nazývá se oblast mezi těmito krystalickými mřížkami velkoúhlová hranice, pokud je odchylka orientace do  $15^\circ$ , jde o malouhlovou hranici. Krystalová mřížka je tedy na místě styku zrn rozrušena, což tvoří neprůchozí překážku pro dislokace. Mezi jednotlivými zrny jsou velkoúhlové hranice. Deformace, realizovaná pohybem dislokací, tak probíhá v každém zrn zvlášť, a to postupně od zrn s nejpříznivější orientací, kde se skluzové roviny nejvíce blíží rovnoběžnosti s působícím napětím [4, 10].



Obr. 7: Protažení zrn slitiny 6060 ve směru deformace při tváření za tepla [29].

Jak je vidět na Obr. 7, zrna se protahují a natáčejí ve směru deformace. Tato struktura, kdy jsou zrna v materiálu orientována přednostně v určitých krystalografických směrech se nazývá textura a způsobuje fyzikální i mechanickou anizotropii materiálu – směrovou závislost [3, 10]. Textura, která vznikla deformací materiálu se nazývá deformační textura. Textur, které mohou v materiálech vznikat, je mnoho druhů, které rozlišujeme podle preferovaných krystalografických směrů zrn, a závisí především na technologické historii vzorku, především na tváření a tepelném zpracování. Zda byl vzorek deformován jednoosým napětím jako v případě extruze, nebo rovinným napětím, které je typické například pro válcování. Dalším důležitým faktorem je druh materiálu typ krystalové mřížky materiálu. Různé typy krystalové mřížky mají různé skluzové roviny a směry, kterými jsou určeny preferované směry deformace jednotlivých zrn. Například při jednoosé deformaci materiálu s krystalovou mřížkou FCC může vznikat vláknovitá struktura rovnoběžná s osou extruze se zrny s krystalovými mřížkami ve směrech  $\langle 111 \rangle$  a současně  $\langle 100 \rangle$  [12, 13].

Deformovaná zrna obsahují řádově větší množství dislokací oproti zrnu v žíhaném stavu ( $\rho > 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  oproti  $\rho = 10^6$  až  $10^8 \text{ cm}^{-2}$ ). Jak však hustota dislokací v materiálu roste, začnou se navzájem blokovat v pohybu. U hranic deformovaných zrn se dislokace hromadí, viz Obr. 8, což způsobuje napětí uvnitř zrna, které zpomaluje vznik nových dislokací.



Obr. 8: Dislokace u hranic zrn hliníku po deformaci 5% [32]

Výsledkem je tedy struktura se zhoršenou pohyblivostí dislokací, čímž se zvyšuje pevnost materiálu, ale zároveň se vyčerpává plasticita - dochází k deformačnímu zpevnění. Příspěvek k deformačnímu zpevnění vlivem blokujících se dislokací je popsán vztahem (2), kde  $K_d$  je konstanta závislá na materiálu a  $\rho$  je hustota dislokací. Vliv hranic zrn na zpevnění je vyjádřen Hall-Petchovým vztahem (3), kde  $\sigma_0$  je Pearls-Nabarrovo napětí potřebné k pohybu nezablokované dislokace a  $k_y$  je Hall-Petchova konstanta, která je mírou napětí potřebného k tomu, aby se zrna při deformaci navzájem ovlivňovala [10, 11, 14].

$$\Delta \sigma_d \sim K_d \rho^{1/2} \quad (2)$$

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (3)$$

Deformační napětí tedy roste se zmenšujícím se zrnem. Deformačně zpevněný kov lze dále tvářet až po žíhání, při kterém dochází ke snížení hustoty dislokací [3, 10].

### **2.3. Odpevňovací procesy**

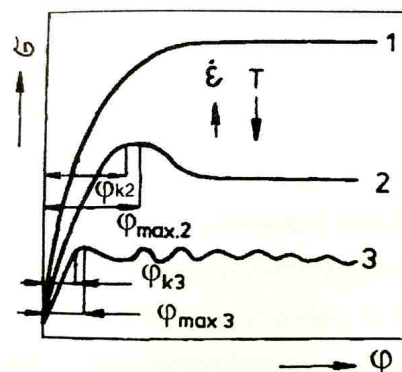
Odpevňovací procesy dělíme na statické, ke kterým dochází například při žíhání, a na dynamické, které jsou charakteristické pro tvářením za tepla. Hlavním rozdílem je odlišná kinetika obou druhů a původ energie, který jednotlivé odpevňovací děje pohání. Při deformaci materiálu za studena se část práce, k tomu potřebné, uloží ve struktuře, a to především vznikem dislokací. Tato vnitřní energie se při žíhání uvolní a je využita pro statické odpevnění. Při dynamickém odpevnění je však kromě vnitřní energie sama přetvárná práce hnacím mechanismem tohoto děje. Odpevnění silně závisí na teplotě, rychlosti ohřevu a výdrži na této teplotě, ale i na přítomných fázích, legujících prvcích či precipitátech, na struktuře materiálu před

odpevňováním, na přítomnosti textury a velikosti deformace. Dynamické odpevnění pak také závisí na rychlosti deformace [10, 11, 14].

### 2.3.1 Deformace za tepla

Při deformaci za tepla se kromě deformačního zpevnění výrazně uplatňují dynamické odpevňovací procesy – dynamické zotavení a dynamická rekrytalizace. Dále, ihned po deformaci za tepla dochází k postdynamické rekrytalizaci zároveň s rekrytalizací a zotavením statickým. Statické odpevnění se stává převládajícím dějem s rostoucím časem od konce deformace. Deformaci za tepla je třeba vnímat jako dva protichůdné, současně se odehrávající děje. Jednak probíhá deformační zpevňování a tvorba textury a zároveň probíhá dynamické odpevňování, tedy snižování počtu dislokací a růst nových zrn, avšak s jinou kinetikou než při statickém odpevňování [4, 7, 10, 14].

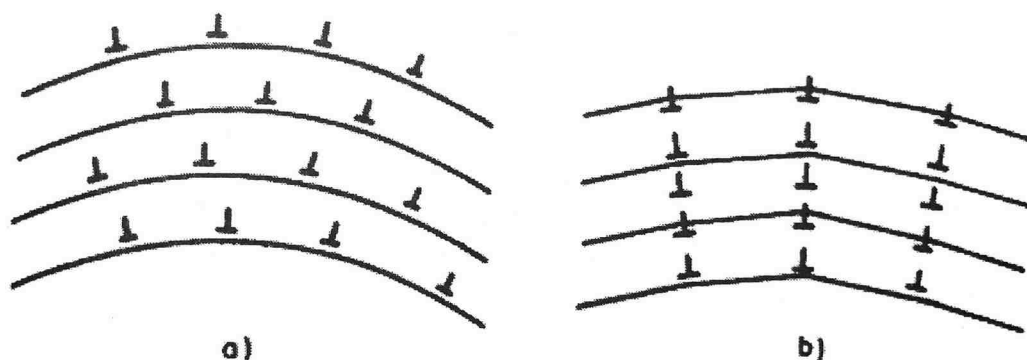
Na Obr. 9 je vidět silná závislost deformačního napětí na rychlosti deformace a na termodynamické teplotě tváření. Křivka 1 znázorňuje průběh deformace při nižší teplotě, kdy se uplatňuje převážně dynamické zotavení. V případě křivky 2 jde o deformaci při zvýšené teplotě, již dochází k dynamické rekrytalizaci, ale rychlost deformace je proti rychlosti rekrytalizace natolik vysoká, že se ustálí rovnováha mezi odpevňovacími a zpevňovacími pochody. Nakonec, křivka 3 znázorňuje vzhledem k rychlosti rekrytalizace pomalejší deformaci při vyšší teplotě, při které se kov stihne vždy po částečném zpevnění odpevnit, a vzniká sinusový tvar křivky [11, 14].



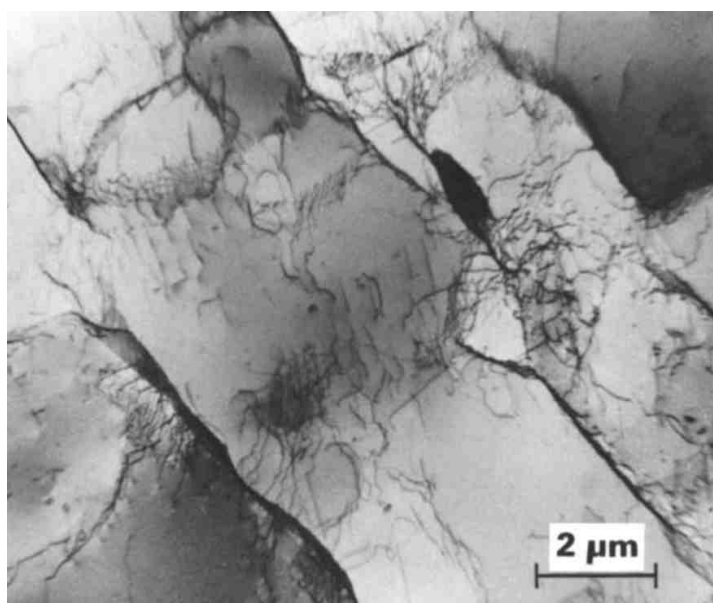
Obr. 9: Závislost napětí na skutečné deformaci při dynamickém zotavení (1) a dynamické rekrytalizaci (2,3) [11]

## 2.3.2 Zotavení statické a dynamické

Při zotavení, které začne výrazněji projevovat při teplotách 0,25 až 0,3  $T_m$ , dochází ke snížení počtu nadbytečných bodových poruch až na koncentraci blížíící se koncentraci rovnovážné. Zároveň se mírně snižuje počet dislokací a jejich uspořádání, čímž dochází k jevu zvanému polygonizace. Při polygonizaci, jak je naznačeno na Obr. 10, jsou tedy dislokace uspořádány do řad nad sebou, a vytváří tak malouhlové hranice subzrn, jak je vidět na Obr. 11 [11].

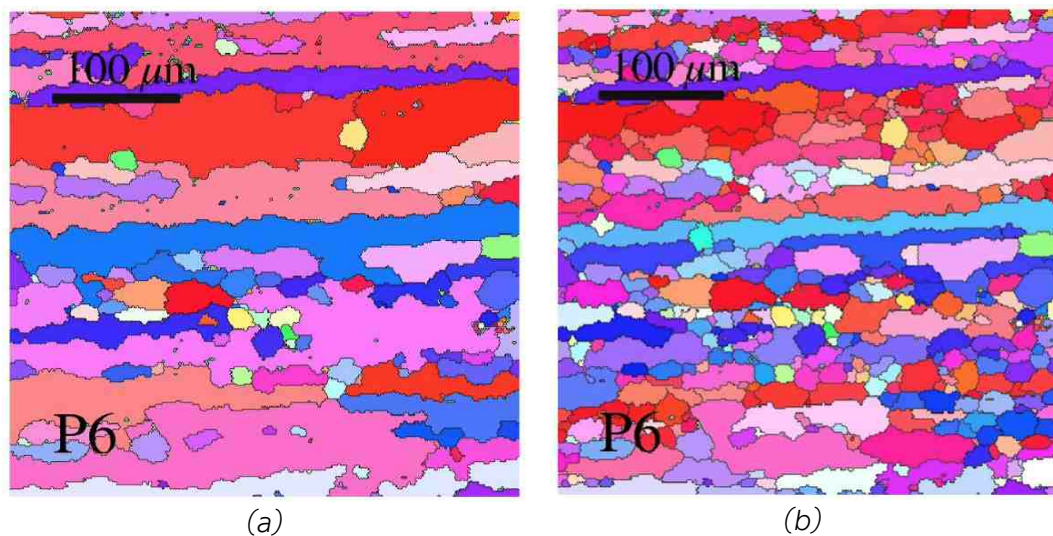


Obr. 10: Schéma polygonizace: a) náhodné uspořádání hranových dislokací, b) struktura polygonizace [11]



Obr. 11: Struktura hliníku po deformaci 5% a následném žhání při teplotě 160°C po dobu 4 h [32]

Vzniká struktura uvnitř zrna, rozdělená malouhlovou hranicí, ale primární zrna tvořené velkouhlovou hranicí se nemění, jak je možno vidět na Obr. 12. Dynamické zotavení probíhá rychleji než zotavení statické, malouhlové hranice jsou užší a subzrna větší. Zotavení se projevuje málo na mechanických vlastnostech, ale má dopad na fyzikální vlastnosti, např. na elektrický odpor [10, 11, 14, 16]. Na Obr. 12 lze vidět velkouhlové (a) resp. malouhlové (b) hranice téhož vzorku, tedy hranice zrn resp. subzrn.

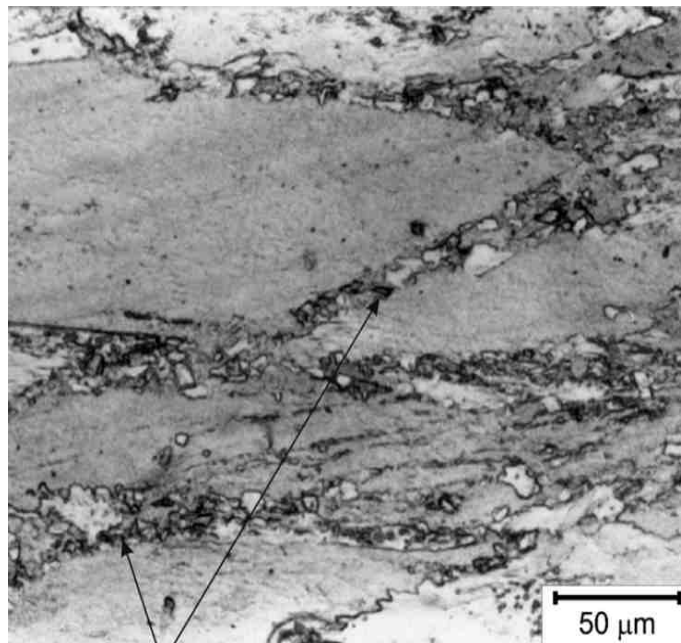


Obr. 12: Velkouhlové (a) a malouhlové (b) hranice zrn téhož vzorku slitiny EN AW- 6082 tvářené za tepla. [28]

### 2.3.3 Rekrystalizace statická a dynamická

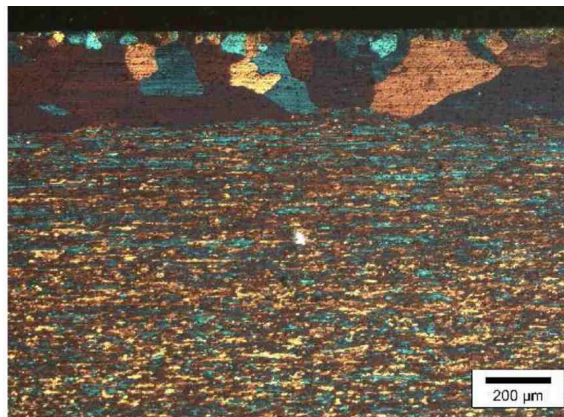
Rekrystalizace je spojena se vznikem nových zrn a s jejich růstem, což je doprovázeno značným snížením počtu dislokací. Ke statické rekrystalizaci začne docházet při zahřátí tvářeného kovu na teploty 0,35 až 0,45  $T_m$ , čímž se uvolní zbytek energie uložené z předcházejícího tváření. Růst zrna probíhá migrací velkouhlové hranice z oblasti s menší hustotou dislokací do oblasti s větší hustotou dislokací, ze které se tyto dislokace začleňují do velkouhlové hranice, a tak se významně snižuje počet dislokací v materiálu až na hodnoty před deformací. Nová zrna začnou růst, buď ze zárodka nového zrna, nebo vznikají migrací hranic původních zrn [10, 11, 16]. Tento

typ rekrystalizace se někdy označuje jako diskontinuální statická rekrystalizace [15]. Pokud se v rekrystalizovaném materiálu nachází precipitáty, které zpomalují pohyb velkoúhlových hranic, může dojít ke kontinuální rekrystalizaci, při které velkoúhlové hranice zrn nemigrují a dochází k odpevnění celého objemu vzorku současně vlivem rozložení a tvorby precipitátů [11]. U některých kovů a slitin může dojít k tzv. sekundární rekrystalizaci, při které některá zrna, většinou ta s výrazně odlišnou orientací krystalové mřížky, rostou na úkor zrn sousedních, což je většinou nežádoucí jev doprovázený lokálním zhrubnutím zrna [11, 14, 16]. Dynamickou rekrystalizaci lze také rozdělit na diskontinuální a kontinuální [15]. Pro diskontinuální dynamickou rekrystalizaci je charakteristický vznik nových zrn nukleací ze zárodků, především v okolí velkoúhlových hranic původních zrn. Častá je pak struktura, kdy mezi většími, staticky zrekrystalizovanými zrny lze pozorovat drobná zrna vzniklá diskontinuální dynamickou rekrystalizací, viz Obr. 13 [11].



*Obr. 13: Struktura diskontinuálně dynamicky zrekrystalizovaného materiálu [15]*

V případě kontinuální dynamické rekrytalizace vznikají, díky souběžné deformaci, dislokace v objemu nových zrn, což postupně snižuje energii, která se spotřebovává při migraci velkoúhlových hranic, až se růst zrna zastaví na určité velikosti [11]. Nová rekrytalizovaná zrna tedy mohou vznikat v celém objemu původních zrn [15]. Zrna jsou tedy po dynamické rekrytalizaci menší, než po statické rekrytalizaci, při které zrna rostou, dokud nenarazí na hranici sousedního zrna. Zároveň také mají větší počet dislokací a jsou protažena ve směru deformace. Dalším jevem, který může nastat - u hliníku při teplotě nad 500 °C [17] - je postdynamická rekrytalizace, která vzniká při růstu deformačně vzniklého zárodku, a tedy bez inkubační doby. Takto rekrytalizovaná zrna mohou růst do značných rozměrů, často větších, než byla velikost zrna před samotnou deformací, jak ukazuje Obr. 14 [11, 14, 17]. Rekrytalizace je doprovázena značnými změnami mechanických vlastností, především poklesem tvrdosti a pevnosti a růstem houževnatosti a tažnosti [11, 14].



Obr. 14: Postdynamicky rekrytalizovaná zrna na povrchu extrudované hliníkové slitiny EN AW-7020. [17]

## 2.4. Tepelné zpracování hliníkových slitin

Hliníkové slitiny lze žíhat s cílem snížit vnitřní napětí popřípadě homogenizovat či rekrytalizovat materiál, jak bude popsáno dále v textu. Při žíhání dochází k poklesu pevnosti vzorku. Jelikož slitiny hliníku nejsou



polymorfní, pro zvýšení tvrdosti a pevnosti se nekalí, jako například oceli, ale provádí se u nich tzv. vytvrzování.

### **2.4.1 Žihání hliníkových slitin**

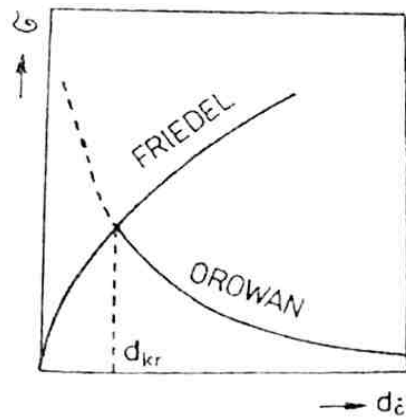
Žihání hliníkových slitin se dělí na několik typů. Provádí se žihání ke snížení vnitřního napětí při teplotě 200 až 350 °C po dobu 1 až 8 hodin s ochlazením na vzduchu, a to především u tvarově komplikovaných odlitků, svařenců a obrobků. Žihání rekrytalizační se provádí po tváření za studena, nejčastěji pro znovuzískání tvárnosti, aby bylo možno hliníkové slitiny dále tvářet za studena. Pro slitinu EN AW-6082 se používají teploty 340 až 370 °C a pak se velmi pomalu ochlazují rychlostmi nejvýše 100 °C/h. Pro stabilizování rozměrů a mechanických vlastností součástí pracujících za zvýšených teplot se provádí stabilizační žihání při 240 až 350 °C po dobu až několika desítek hodin. Homogenizační nebo také rozpouštěcí žihání se provádí při teplotě vyšší, než je mezní rozpustnosti přísady v roztoku  $\alpha$  a sjednocuje fázovou nebo chemickou různorodost hliníkových slitin. Doba homogenizačního žihání závisí na hrubosti zrna žihaného materiálu, pohybuje se od 0,5 h pro jemnozrnné výrobky, až po 16 h pro ty hrubozrnné. [1, 18].

### **2.4.2 Vytvrzování hliníkových slitin**

Jedná se o druh tepelného zpracování, které se skládá z rozpouštěcího žihání, což je ohřev hliníkové slitiny na teploty mezi 450 až 540 °C, tak aby se přísada rozpustila v roztoku  $\alpha$ , rychlého ochlazení do vodní lázně o teplotě přibližně 20 až 40 °C, při kterém vzniká metastabilní přesycený tuhý roztok přísady v roztoku  $\alpha$  a následně přirozeného stárnutí za pokojové teploty, nebo umělého stárnutí za teploty zvýšené, obvykle mezi 120 až 205 °C, při kterém dochází ke zvyšování pevnosti slitiny [1, 4, 18].

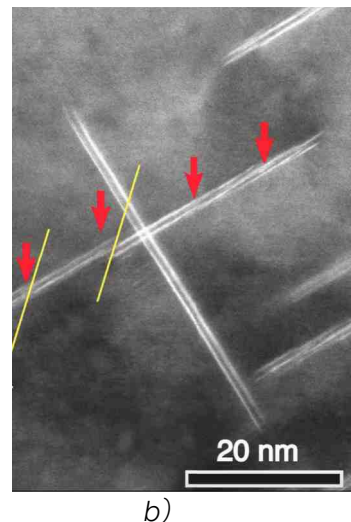
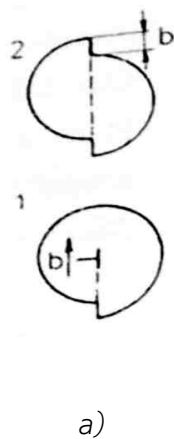
Principem vytvrzování je rozpad přesyceného tuhého roztoku, a tím vznik precipitátů, které ztěžují pohyb dislokací, jejichž skluz je hlavním mechanismem plastické deformace. Dislokace mohou s precipitáty

reagovat dvěma způsoby v závislosti na velikosti precipitátu, jak lze vidět z grafu na Obr. 15.



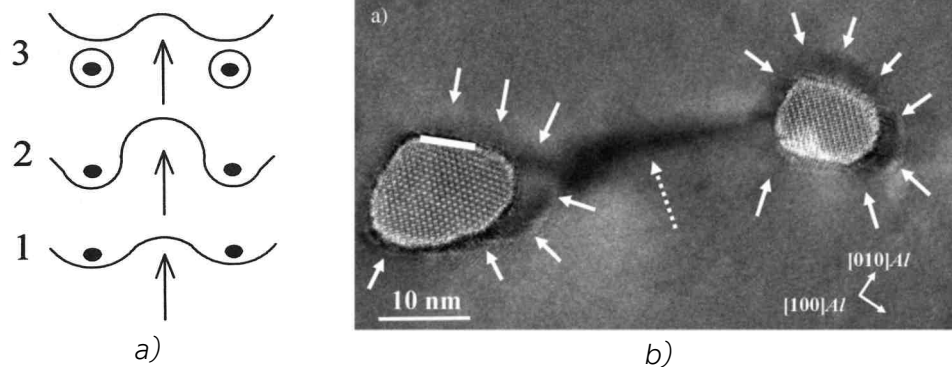
Obr. 15: Napětí potřebné pro průchod dislokace překážkami v závislosti na průměru překážky [11]

Pokud jsou precipitáty menší, s celistvou hranicí, prochází dislokace po překonání kritického napětí  $\tau_{kr}$  přímo precipitátem. Tyto precipitáty lze nalézt v materiálu při prvních fázích stárnutí. Tento jev nazýváme Friedelův mechanismus.



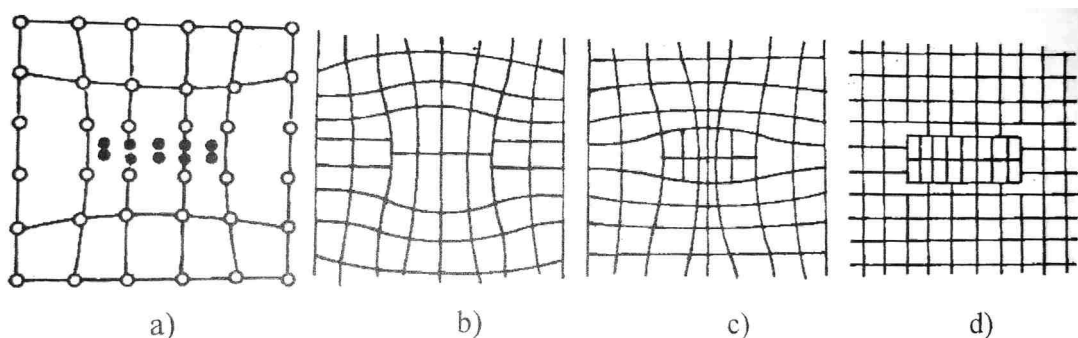
Obr. 16: Schéma interakce precipitátu a dislokace podle Friedelova mechanismu, b) Snímek z transmisního elektronového mikroskopu dislokace prostupující Gunier - Prestonovou zónou [11, 33].

Orowanův mechanismus nastává, pokud precipitáty dosáhnou kritické velikosti. Jejich rozhraní se stane nekoherentním, a tím pro dislokace neprůchozím. Překoná – li dislokace kritické napětí, pohybuje se přes precipitáty, jak je znázorněno na schématu 17a) a na obrázku 17b) [10].



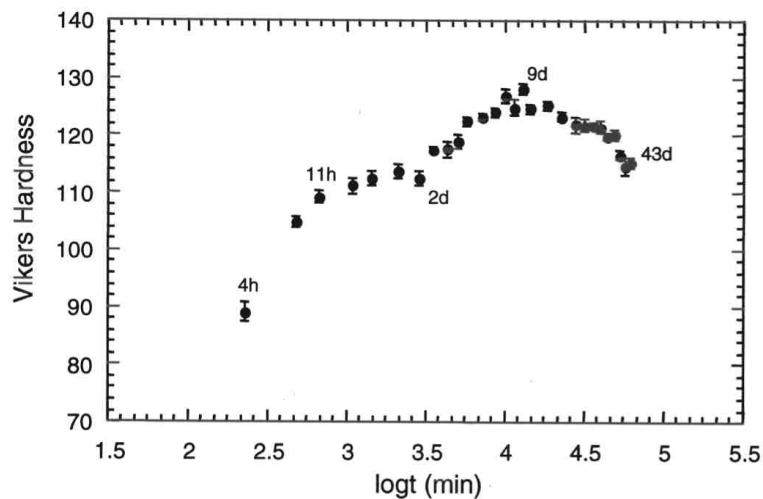
Obr. 17: a) Schéma interakce precipitátu a dislokace podle Orowanova mechanismu, b) Snímek z transmisního elektronového mikroskopu interakce dislokace s precipitáty [11, 30].

V případě materiálu EN AW-6082 se rychlým ochlazením z teploty rozpouštěcího žíhání 530 °C získá přesycený, termodynamicky nestabilní tuhý roztok  $Mg_2Si$  v hliníku, který se začne rozpadat při teplotě umělého stárnutí 170 °C. Nejprve se segregují atomy Si a Mg, které se zformují do Guinierovy-Prestonovy zóny (Obr. 18a). Tyto zárodky vytvoří v průběhu stárnutí Guinierovy-Prestonovy zóny II. druhu – pro EN AW-6082 to jsou jehlice  $Mg_5Si_6$  (Obr. 18b). Při dalším růstu vzniká přechodový precipitát, který má nejvyšší zpevňující účinek (Obr. 18c). Pokud by se slitina nechala tzv. přestárnout, začne se tvořit termodynamicky stabilní tuhý roztok  $Mg_2Si$  v Al (Obr. 18d), který zpevňující účinek zmenšuje [10, 11, 19].



Obr. 18: Růst Guinierových-Prestonových zón [1]

Na Obr. 19 lze pozorovat výše popsané jevy. V prvních fázích stárnutí jsou precipitáty malé a dislokace prochází zkrz ně – zpevnění je nepatrné. Poté začnou precipitáty růst, až dosáhnou v devátém dni maxima. Poté dochází k přestárnutí a ke snížení zpevnění.



Obr. 19: Závislost délky stárnutí při 150 °C na tvrdosti EN AW-6082 [19]

## 2.5. Elektronová mikroskopie

Pro analýzu mikrostruktury krystalických materiálů je základním nástrojem světelná mikroskopie. V případě, kdy rozlišovací schopnosti světelné mikroskopie, vzhledem k vlnové délce světla 350 až 750 nm, nedostačují, používá se pro detailnější analýzu elektronová mikroskopie, do které patří transmisní elektronová mikroskopie (TEM) a skenovací elektronová mikroskopie (SEM). Zatímco TEM se podobá světelné mikroskopii tím, že vzorkem je tenká fólie materiálu (obvyklá tloušťka vzorku do 0,1 až 0,2  $\mu\text{m}$ ) nebo jeho replika (tloušťka závisí na druhu repliky, např. pro uhlíkovou repliku je vhodná tloušťka 30 až 50 nm) [20], které jsou prozařovány elektrony, SEM pracuje s elektrony odraženými, nebo s elektrony vyzářenými z povrchu vzorku. Vzorky tedy není třeba prozařovat,

a tudíž se mohou používat vzorky podobné velikosti jako pro světelnou mikroskopii [10, 21].

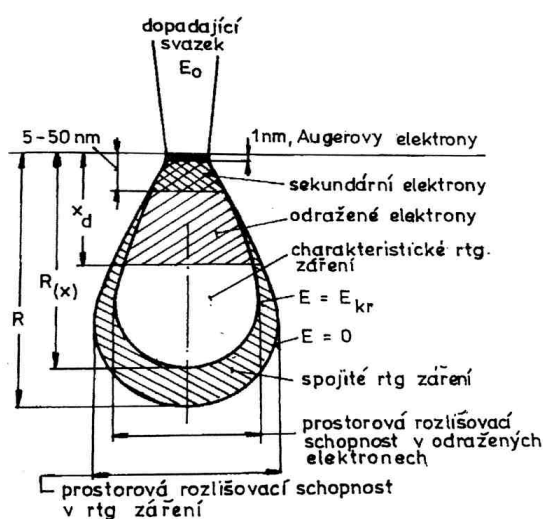
## 2.5.1 Princip elektronové mikroskopie

Elektrony se emitují ze žhavého wolframového vlákna, které je zároveň katodou, a jsou urychlovány, díky vysokému rozdílu elektrických potenciálů, směrem k anodě. Dohromady se tyto součásti nazývají elektronovým dělem [10].

Vlnová délka  $\lambda$  elektronového záření je dána rovnicí (4) pro de Broglieovu vlnu, a bude tedy závislá na rychlosti, na kterou budou elektrony urychleny. Hmotnost  $m_e$  je neklidová hmotnost elektronu [22].

$$\lambda = \frac{h}{m_e v} \quad (4)$$

Elektronové záření je fokusováno pomocí elektromagnetických čoček podobně, jako je světlo fokusováno pomocí čoček skleněných. Po dopadu svazku primárních elektronů na vzorek dochází v ozářeném objemu vzorku k mnohačetným interakcím elektronů, jak ukazuje schéma na Obr. 20 [10].



Obr. 20: Schéma oblasti generace elektronového a rentgenového záření [10]

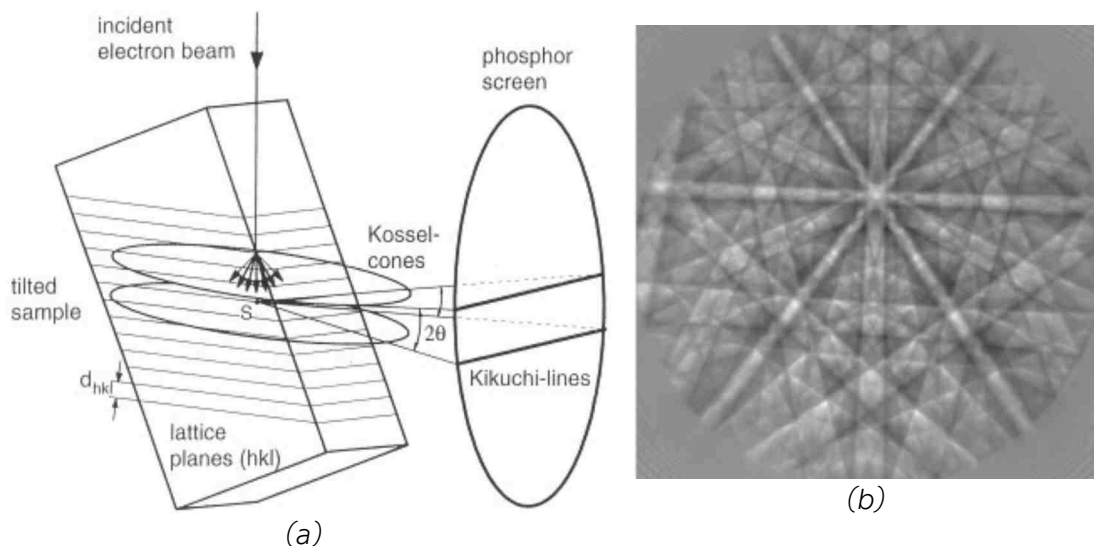
Produkty těchto jevů, tedy především elektrony, získané různými druhy interakce primárních elektronů se vzorkem, a rentgenové záření, detekujeme pomocí jednotlivých detektorů, jejichž signál pak využíváme k analýze daného vzorku. Primární elektron se může nepružně rozptýlit, a to buď na volných elektronech, nebo na elektronech atomů prvku vzorku. Přitom vzniká brzdné rentgenové záření. Pokud primární elektron předá elektronu vzorku dostatečně velkou část své kinetické energie, vyzáří se elektron vzorku jako sekundární elektron. Byl-li sekundární elektron vyražen z atomového orbitalu, na jeho místo přejde elektron z vyšší energetické hladiny, při čemž je vyzářen foton charakteristického rentgenového záření, které se používá pro analýzu chemického složení vzorku, nebo Augerův elektron. Sekundární i rozptýlené primární elektrony nemusí opustit vzorek, a mohou svou energii předávat dalším volným elektronům, popřípadě uvolňovat orbitální elektrony. Primární elektron se také může rozptýlit pružně, přičemž neztratí téměř žádnou energii, a může se využít k elektronové difrakci transmisní, nebo difrakci zpětně odražených elektronů, tedy metodě EBSD [10, 21, 22].

## 2.5.2 Metoda EBSD

Tato metoda využívá difrakce zpětně odražených elektronů na krystalografických rovinách vzorku. Vzhledem ke svému elektrickému náboji elektrony silně interagují se strukturou materiálu. Kvůli tomu, a také kvůli své nízké klidové hmotnosti ( $m_e = 0,911 \cdot 10^{-30}$  kg), nepronikají elektrony příliš hluboko do materiálu – přibližně  $0,1 \mu\text{m}$  [20]. Elektrony dopadají na vzorek, jak je naznačeno na Obr. 21a, ve velkém množství, ale jen některé elektrony jsou zpětně rozptýleny, a z těchto pouze elektrony, které splňují Braggovu podmínku (5), jsou díky interferenci zesíleny [10, 22].

$$2 d_{hkl} \sin \theta = n \lambda \quad (5)$$

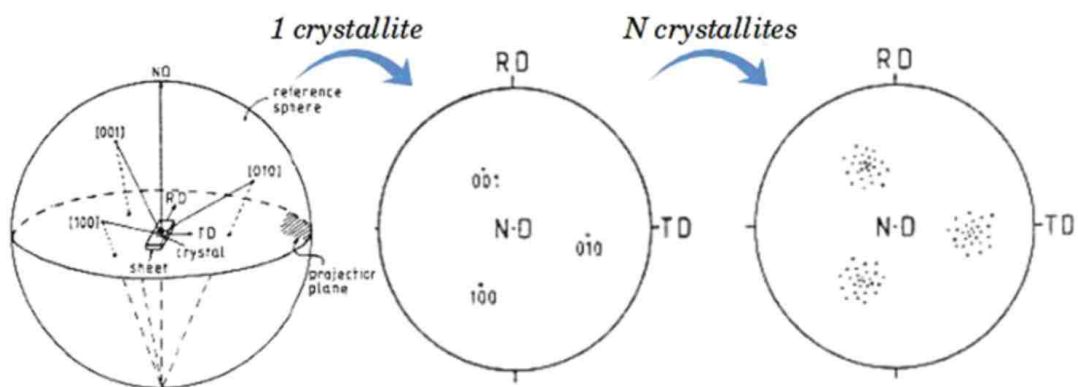
Zde  $d_{hkl}$  [nm] je mezirovinná vzdálenost rovin (hkl),  $n = \{1,2,3,\dots\}$  je interferenční řád, nebo také řád difrakce,  $\theta$  je úhel difrakce a  $\lambda$  [nm] je vlnová délka elektronu. Braggova podmínka tedy popisuje směry, ve kterých dochází k výrazně pozitivní interferenci mezi jednotlivými paprsky, odraženými od krystalografických rovin. Toto zesílené elektronové záření je rozptýleno do tvaru dvou kuželů, tzv. Kosselovy kužele, dotýkajících se vrcholy, jak je zobrazeno na Obr.21a. Část těchto rozptýlených elektronů je zachycena na snímač, kde vytvoří hyperboly, avšak s nepatrným zakřivením. Vznikají tak tzv. Kikuchiho linie, viz Obr.21b [21, 23].



Obr. 21: Schéma vzniku Kikuchiho linie (a) a Kikuchiho linie na senzoru (b) [21, 23]

Při EBSD se analyzuje tloušťka Kikuchiho linií, ze které lze získat informaci o vzdálenosti krystalografických rovin. Dále se analyzuje orientace Kikuchiho linií a struktura obrazce, který linie vytvoří. Průsečíky Kikuchiho linií korespondují s krystalografickými směry os symetrie krystalu [23]. Kikuchiho obrazce se zpracovávají pomocí počítačového software a vytváří se z nich kvantitativní mapy. Metodou EBSD se získávají vizuální informace o struktuře materiálu a o chemickém složení vzorku, ale hlavně informace o krystalografické struktuře vzorku. Analýzou krystalografické struktury

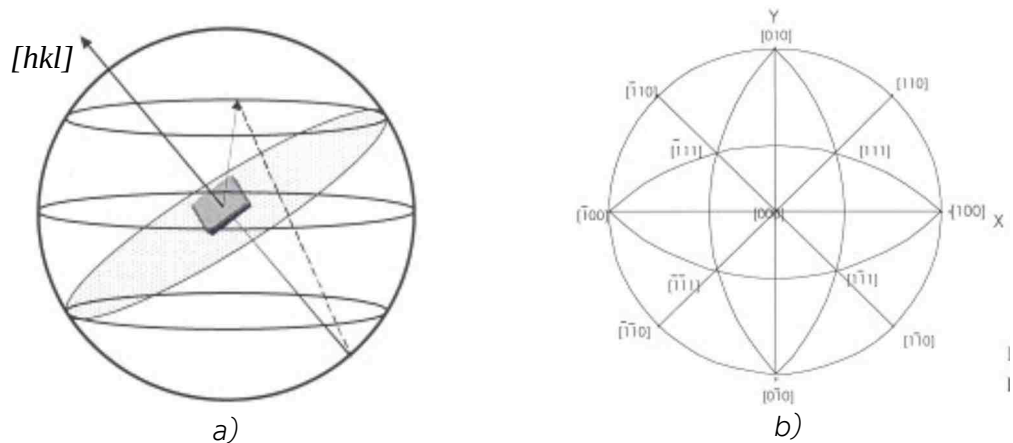
získáváme informace například o podílu velkoúhlových resp. malouhlových hranic zrn a subzrn (GB), hustotě dislokací (GND) ve vzorku a střední průměru zrna. Dále lze zjistit disorientace krystalové mřížky jednotlivých zrn (GOS) díky které lze pozorovat zbytkové napětí v zrnech a na základě toho lze určit, která zrna jsou zrekrytalizovaná a případně v jaké části výrobního procesu k rekrytalizaci došlo. Velmi významnou analýzou je analýza orientace krystalové mřížky, jejíž výstupem mohou být pólové obrazce v určitém směru. Pólový obrazec v daném směru vznikne stereografickou projekcí, jak je naznačeno na Obr.22.



Obr. 22: Schéma vzniku pólového obrazce stereografickou projekcí [26]

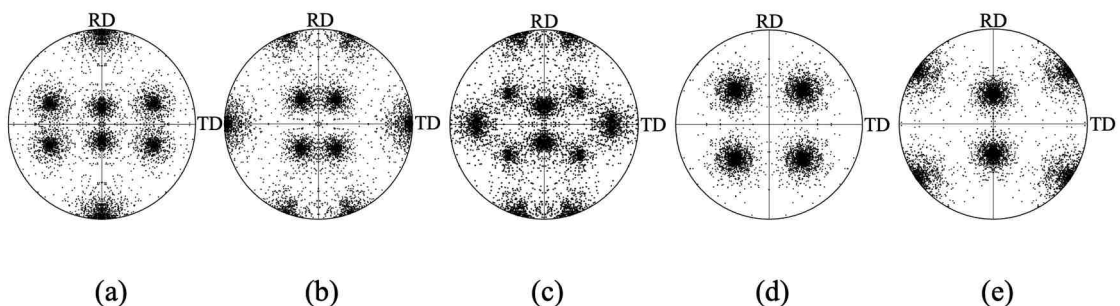
V technické praxi se obvykle směr X značí jako směr válcování RD (rolling direction), směr Y jako směr příčného pohybu TD (traverse direction) a směr Z, který na Obr.23a míří ve směru  $[hkl]$  a na Obr.23b míří směrem nahoru z grafu, značíme jako normálový směr ND (normal direction) [21, 23]. Pólový obrazec nemusí být vždy orientován směrem ND, jak je naznačeno na Obr.23a. Příklad prázdného grafu stereografické projekce ve směru  $[001]$  pak lze vidět na Obr.23b. Orientace krystalových mřížek lze zaznačit i do mapy inverzních pólových obrazců (IPF), ze které je možné pozorovat, jakou orientaci mají krystalové mřížky v konkrétních zrnech [23, 24].





Obr. 23: Stereografická projekce: a) schéma projekce, b) prázdný graf stereografické projekce ve směru  $[001]$  [23]

Znalost orientace krystalových mřížek nám umožňuje analyzovat přednostní krystalografické roviny a směry, a tím i výskyt texturních komponent ve vzorku tak, že srovnáváme vzorové pólové obrazce pro dané texturní komponenty s naměřeným polovým obrazcem. Příklady takových vzorových pólových obrazců lze vidět na Obr.24. Mikrostruktura materiálu se obvykle skládá z více texturních komponent. Například přednostní výskyt rovin typu  $\{100\}$  ve směrech  $\langle 010 \rangle$  se značí jako texturní komponenta Cb. Dalšími texturními komponentami typickými pro materiály s mřížkou FCC jsou například Gs  $\{-101\} \langle 010 \rangle$ , S3  $\{-213\} \langle -3-64 \rangle$ , Cu  $\{-112\} [-1-11]$  a Ty  $\{-4\ 4\ 11\} \langle -11-11\ 8 \rangle$  [21, 23].



Obr. 24: Vzorové  $(111)$  pólové obrazce pro texturu a) Cu, b) Bs, c) S, d) Cb, e) Gs [24]

### 3. EXPERIMENÁLNÍ ČÁST

#### 3.1. Materiál a příprava vzorků

Materiálem, ze kterého byly připravovány vzorky, je extrudovaná kruhová tyč z hliníkové slitiny EN AW-6082 o průměru 50 mm. Na dodaném materiálu byla provedena kontrola chemického složení optickým emisním spektrometrem Q4 Tasman. Naměřené hodnoty odpovídají předepsanému složení, jak je vidět v Tab. 1.

Tab. 1: Chemické složení vzorku slitiny 6082

slitina 6082	prvky								
	Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Cu	Ti	Zn	Al
Dle normy ČSN EN 573	0,7-1,3	0,6-1,2	0,4-1	<0,5	<0,25	<0,1	<0,1	<0,2	zbytek
Naměřeno	1,184	0,807	0,735	0,246	0,188	0,048	0,048	0,03	96,54

Tyč byla rozdělena na válcové polotovary o délce 100 mm. Tyto polotovary byly tvářeny za tepla při teplotě polotovaru 550°C a teplotě kovadel 160°C každý na jiný stupeň deformace, jak lze vidět v tab. 2.

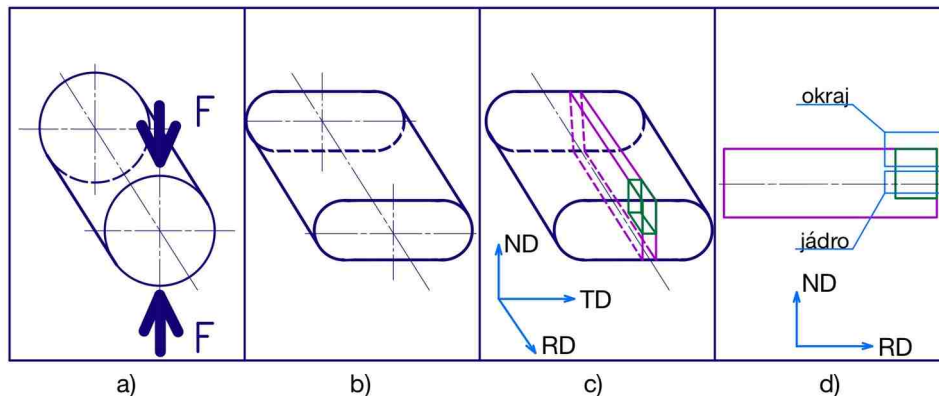
Tab. 2: Stupně deformace vzorků

Označení vzorku	Bez tepelného zpracování	10	12	14	124
	S tepelným zpracováním	10X	12X	14X	124X
Stupeň deformace polotovaru		<b>0%</b>	<b>20%</b>	<b>40%</b>	<b>60%</b>

Po tváření za tepla bylo u poloviny polotovarů provedeno tepelné zpracování T6 – vytvrzení s umělým stárnutím. Bylo provedeno rozpouštěcí žíhání při teplotě 530°C po dobu 60 min se zchlazením do vody. Po prodlevě 24h proběhlo umělé stárnutí při teplotě 170°C po dobu 420 min. Tepelně

zpracované vzorky mají ve značení písmeno X. Druhá polovina vzorků byla analyzována bez tepelného zpracování.

Z deformovaných polotovarů byl poté na pile LECO MSX 255 vyříznut pás o tloušťce cca 3 mm, podélně po směru předpokládaných vláken, a z tohoto pásu byl nakonec vyříznut vzorek, jak je naznačeno na schématu na Obr 25.



Obr. 25: Schéma polohy vzorku v polotovaru s vyznačenými makroskopickými směry: a) původní extrudovaný polotovar, b) polotovar po deformaci na kovádlech, c) poloha pásu vyříznutého z deformovaného polotovaru, d) poloha vzorku ve vyříznutém pásu.

Z důvodu rozsahu práce zde nebude prezentována obrazová dokumentace tepelně nezpracovaných vzorků 10, 12, 14 a 124. Ze stejných důvodů zde nebude prezentována obrazová dokumentace analýzy vzorku 12X. Vzhledem k nižší velikosti deformace vzorku 12X je struktura v jeho jádru podobná té v jádru vzorku 10X a struktura na okraji vzorku je méně vypovídající oproti struktuře na okraji vzorků 14X a 124X. Analýza však byla provedena na všech vzorcích a tyto výsledky budou v dalším textu brány v potaz a pomohou při interpretaci výsledků experimentu. Obrazovou dokumentaci analýzy těchto vzorků lze vidět v kapitole Přílohy.

Na polotovarech byl v řezu proveden metalografický výbrus a po naleptání bylo možné makroskopicky pozorovat hrubozrnnou vrstvu, viz Obr. 26. Místo, ze kterých byl z každého polotovaru vyříznut pás, bylo vybíráno tak, aby zde byla tato vrstva přítomna.



Obr. 26: Vrstva zrekrytalizovaných zrn na naleptaném metalografickém výbrusu polotovaru pro vzorek 124X

V tabulce Tab. 3 lze vidět rostoucí tendenci zrekrytalizované vrstvy se zvyšujícím se stupněm deformace.

Tab. 3: Naměřené vrstvy zrekrytalizovaných zrn

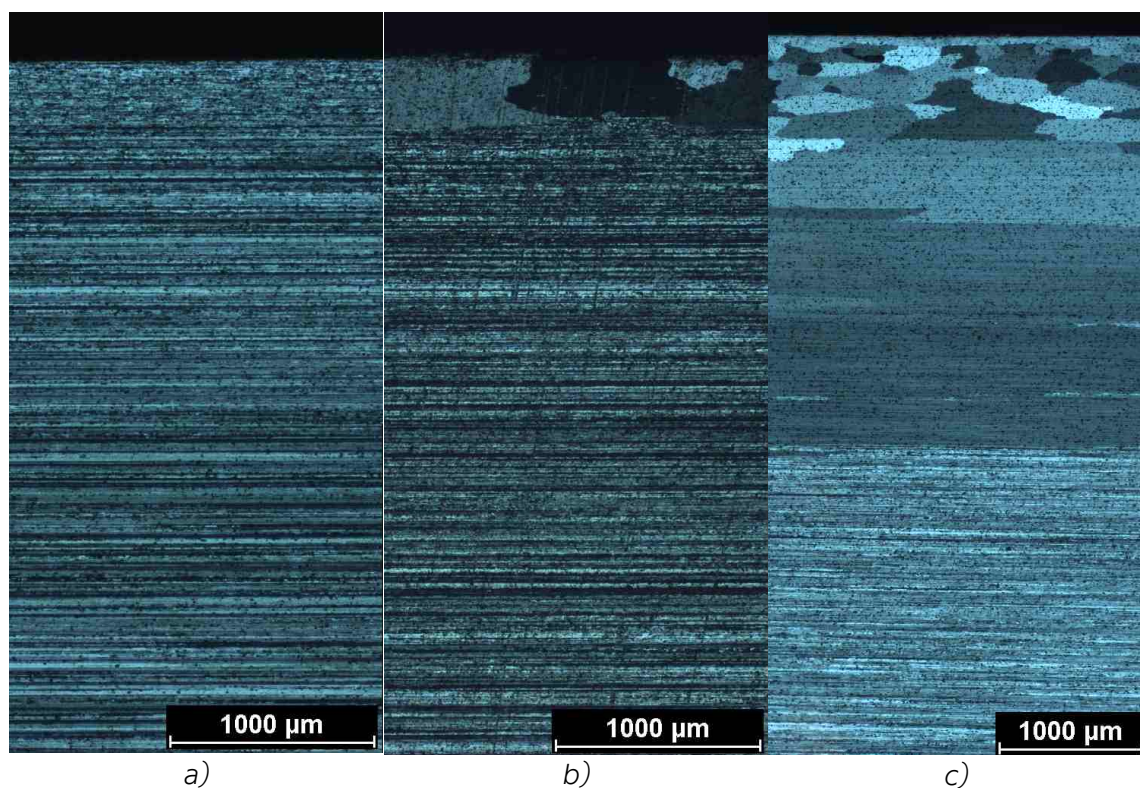
Vzorek	Stupeň deformace	Tloušťka vrstvy měřená posuvným měřidlem [mm]						Průměr [mm]
10	0 %	0						<b>0</b>
10X		0						<b>0</b>
12	20 %	0						<b>0</b>
12X		0,58	0,42	0,3	0	0	0	<b>0,22</b>
14	40 %	1,18	1,1	1,04	0,96	0,28	0	<b>0,76</b>
14X		1,58	1,26	0,9	0,8	0,58	0,36	<b>0,91</b>
124	60 %	1,38	1,2	0,98	0,92	0,82	0,56	<b>0,98</b>
124X		3,78	2,9	2,88	2,14	1,88	1,38	<b>2,49</b>

Vzorky byly analyzovány světelnou a elektronovou mikroskopií, podle toho byly rozděleny do dvou skupin. Každý vzorek byl označen a zalisován na lisu LECO MX400 do bakelitu, aby bylo možno se vzorkem manipulovat při broušení a leštění. Broušení probíhalo v pěti fázích na brusce LECO GPX 300 brusnými papíry o zrnitosti 120, 240, 480, 600 a 1200. Následně byl vzorek na stejném stroji leštěn pomocí leštící suspenze koloidního křemíku Struers OP-S zrnitosti 0,25  $\mu\text{m}$ . Po vyjmutí z bakelitu byly vzorky pro světelnou mikroskopii leptány na elektrolytické leštičce Struers Lectropol 5 elektrolytem Barker o složení 200 ml vody a 5 ml kyseliny tetrafluorborité ( $\text{HBF}_4$ ). Vzorky určené pro elektronovou mikroskopii byly na stejném stroji leštěny elektrochemicky elektrolytem Struers A2.

Analýza světelnou mikroskopií byla provedena na metalografickém mikroskopu Carl Zeiss Neophot 32 vybavený CCD kamerou a analytickým softwarem NIS Elements AR. Analýza elektronovou mikroskopií metodou EBSD byla provedena na řádkovacím elektronovém mikroskopu JEOL JSM-7600 s EBSD detektorem HKL Nordlys při urychlovacím napětí 20 kV a náklonu vzorku 65°. Pomocí EBSD byl provedena analýza rozložení velkoúhlových a malouhlových hranic (HAGB a LAGB), hustoty dislokací (GND) a velikosti zrn (střední průměr zrn). Dále byla analyzována deformace zrn a krystalografická orientace a na základě těchto analýz byla hodnocena textura vzorku. Data byla zpracována v softwaru ATEX (Lorraine-Metz) [25].

### 3.2. Analýza světelnou mikroskopií

Pomocí světelné mikroskopie lze na všech třech vzorcích na Obr. 27 pozorovat vláknitost, jejíž přítomnost lze předpokládat vzhledem k technologii výroby polotovaru extruzí, pro níž je typická.



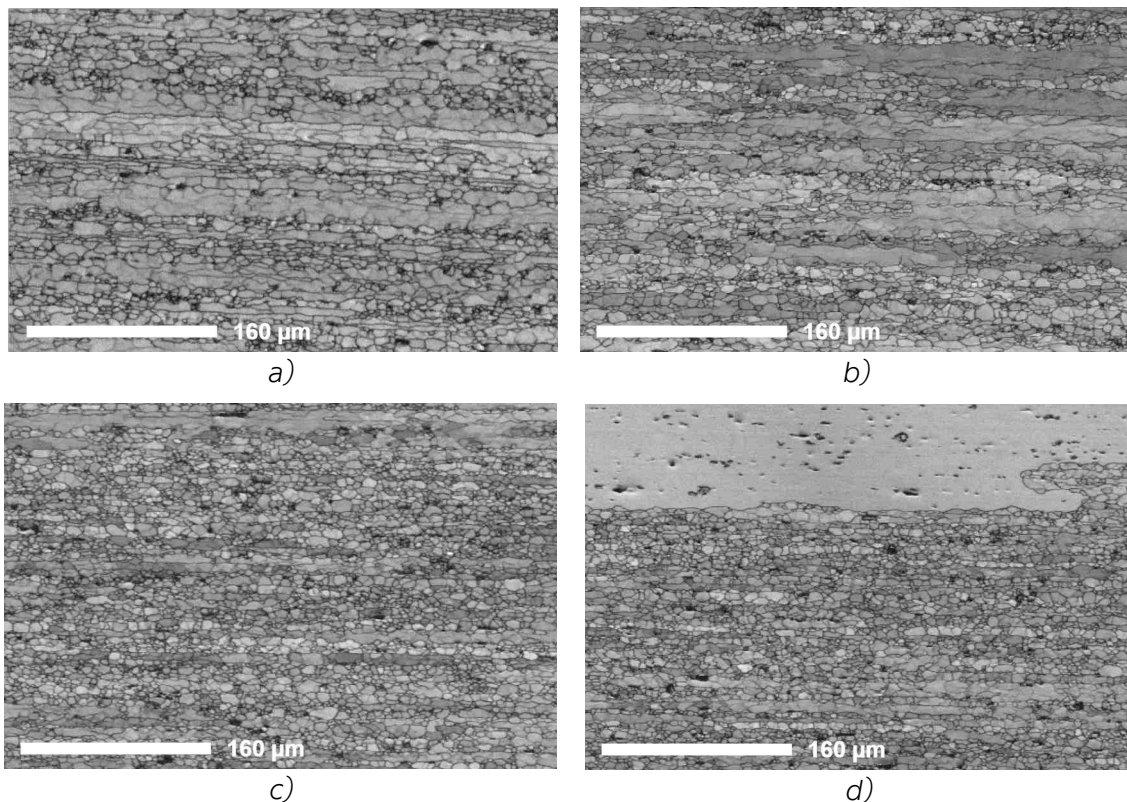
Obr. 27: Světelná mikroskopie, fázový kontrast: analýza vzorku a) 10X, b) 14X, c) 124X

U povrchu deformovaných vzorků je patrná vrstva hrubých a pravděpodobně postdynamicky zrekrytalizovaných zrn (viz Obr.27b, c). Jedná se totožnou vrstvu, která byla pozorována makroskopicky (viz Obr.26). Tato vrstva se podle předpokladu zvětšuje se zvyšujícím se stupněm deformace. Na vzorku 124X (Obr.27c) lze pod vrstvou postdynamicky zrekrytalizovaných zrn pozorovat vrstvu zrn vzniklých pravděpodobně sekundární rekrytalizací v průběhu rozpouštěcího žíhání, neboť u vzorku 124, který rozpouštěcím žíháním neprošel, tato vrstva není (Příloha 1)

### 3.3. Analýza elektronovou mikroskopií

#### 3.3.1 Difrakční kontrast

Na Obr.28a,b,c lze vidět, v závislosti na zvyšujícím se stupni deformace, ubývání protažených zrn vzniklých při extruzi polotovaru a zároveň zvyšující se podíl drobnějších zrn vzniklých dynamickou rekrytalizací v průběhu procesu tváření a statickou rekrytalizací v průběhu tepelného zpracování.

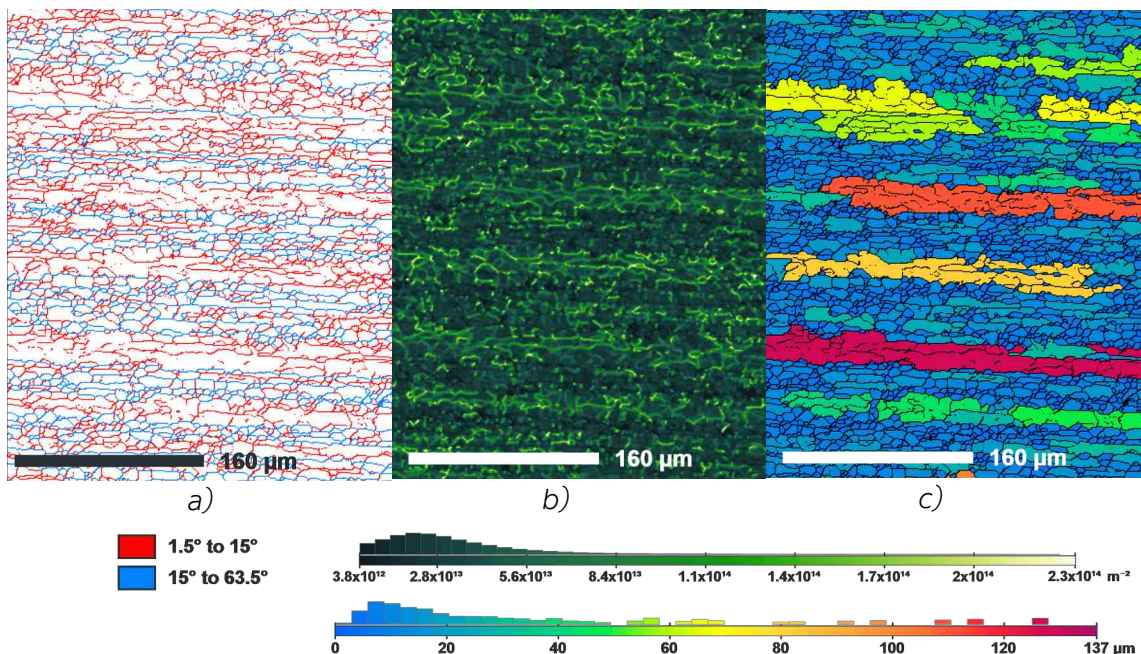


Obr. 28: EBSD, difrakční kontrast: jádro a) 10X, b) 14X, c) 124X; povrch d) 124X

Obr.28d pak zachycuje oblast blíže k povrchu vzorku, na které lze pozorovat výrazně větší zrna vzniklá, dle předpokladu, postdynamickou rekrytalizací. Při analýze bylo zjištěno, že struktura vzorku 10X na okraji je totožná se strukturou v jádru vzorku. Zároveň struktura okraje vzorku 14X je velmi podobná struktuře okraje vzorku 124X (Příloha 2), jak bude vidět dále (Obr. 41). Z těchto důvodů je zde pro ilustraci struktury u povrchu vzorků prezentován pouze vzorek 124X.

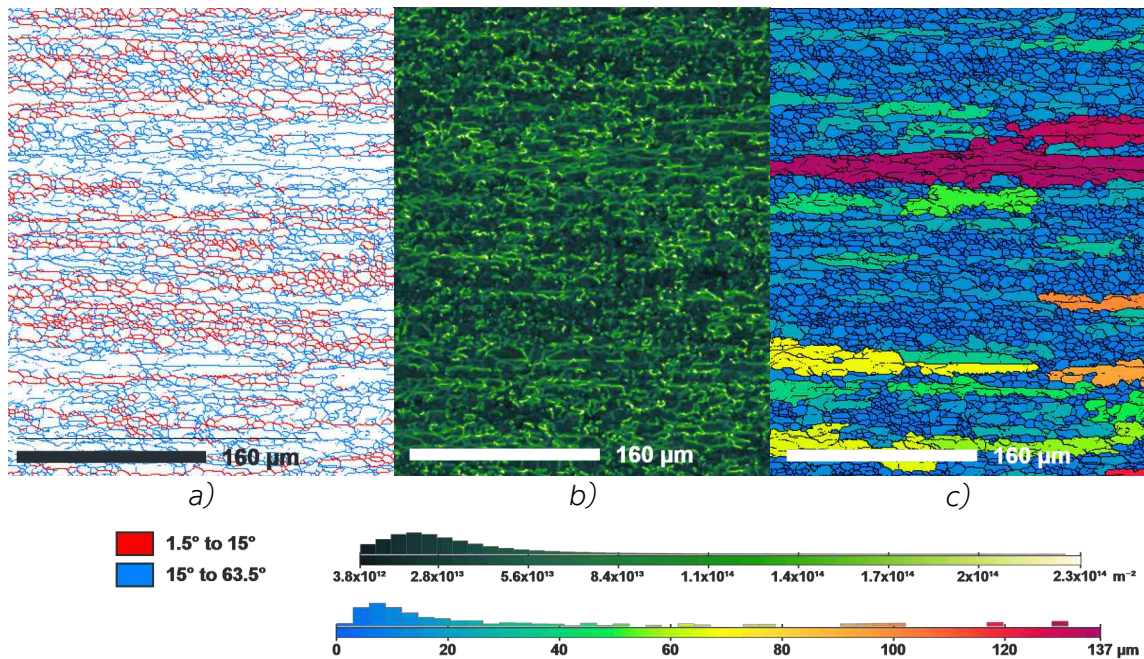
### 3.3.2 Hranice zrn a dislokace

Na Obr.29a,b,c lze pozorovat vztah mezi velkoúhlovými a maloúhlovými hranicemi (GB), hustotou dislokací (GND) a středním průměrem samotných zrn na vzorku materiálu v nedeformovaném stavu (10X). Porovnáním zmíněných obrázků lze vidět, že nejvyšší hustota dislokací je v místech velkoúhlových hranic a ty poté ohraničují jednotlivá zrna. Na Obr.29a lze vidět maloúhlové hranice zrn. Ty zde značí hranice subzrn a dislokační stěny, které se formují při odpevňovacích procesech. Dále je patrné, že největší velikost zrn mají původní extrudované pásy zrn, mezi kterými je možné pozorovat drobná polyedrická zrna.



Obr. 29: EBSD, vzorek 10X, jádro: a) GB, b) GND, c) střední průměr zrn

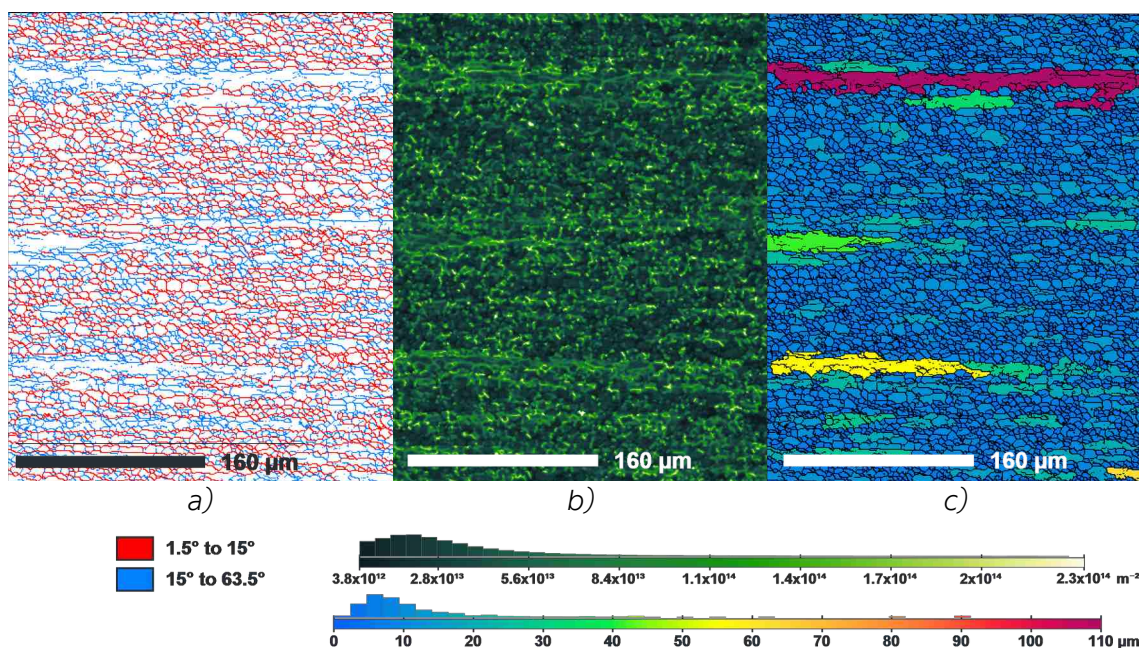
Z Obr. 30a,b,c vzorku materiálu při 40 % deformaci je pak patrný nárůst podílu drobných zrn mezi polyedrickými zrny. Dále také dochází vlivem působení teploty a deformace k nárůstu nízkouhlových hranic zrn. Původní pásy extrudovaných zrn jsou v mikrostruktuře stále patrné. Viditelné je také zvýšení hustoty dislokací vlivem plastické deformace.



Obr. 30: EBSD, vzorek 14X, jádro: a) GB, b) GND, c) střední průměr zrn

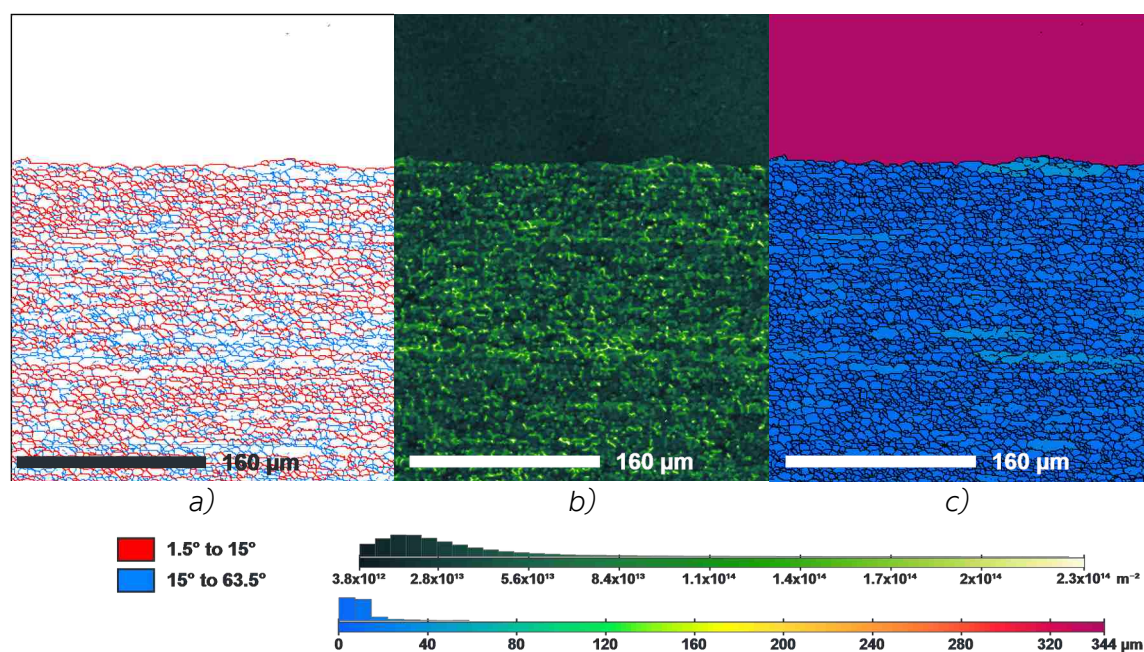
Na Obr.31a,b,c, lze vidět, že se u vzorku materiálu s deformací 60 % většina původních protáhlých zrn vzniklých při extruzi dynamicky zrekrystalizovala na menší zrna. Dále také dochází k nárůstu vysokoúhlových hranic zrn na úkor nízkouhlových, průměrná hustota dislokací se v oblasti drobných staticky a dynamicky zrekrystalizovaných zrn snižuje a také výrazně ubývají extrudované pásy zrn, které jsou nahrazeny novými zrekrystalizovanými zrny.





Obr. 31: EBSD, vzorek, jádro 124X: a) GB, b) GND, c) střední průměr zrn

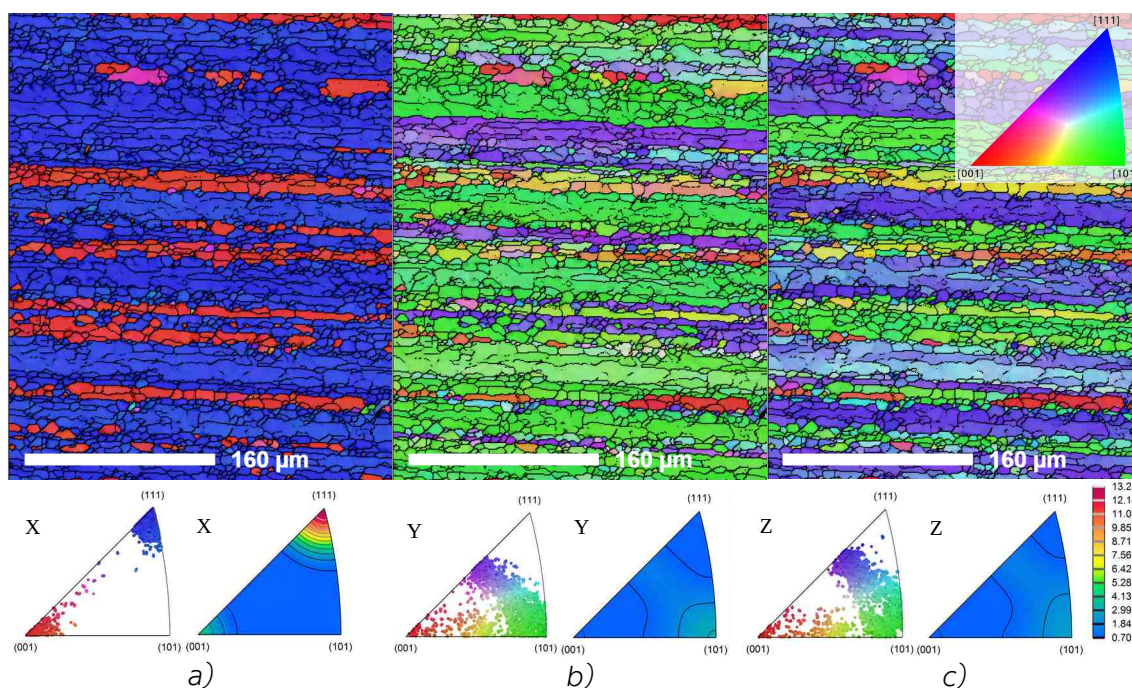
Na Obr.32a,b,c lze pozorovat na okraji vzorku 124X velké zrekrytalizované zrno. Je patrný opětovný nárůst vysokoúhlových hranic zrn a také je vidět, že ve velkém zrekrytalizovaném zrně je minimální podíl GND oproti zbytku mikrostruktury. U povrchu jsou také patrné poslední zbytky pásů zrn.



Obr. 32: EBSD, vzorek 124X, okraj: a) GB, b) GND, c) střední průměr zrn

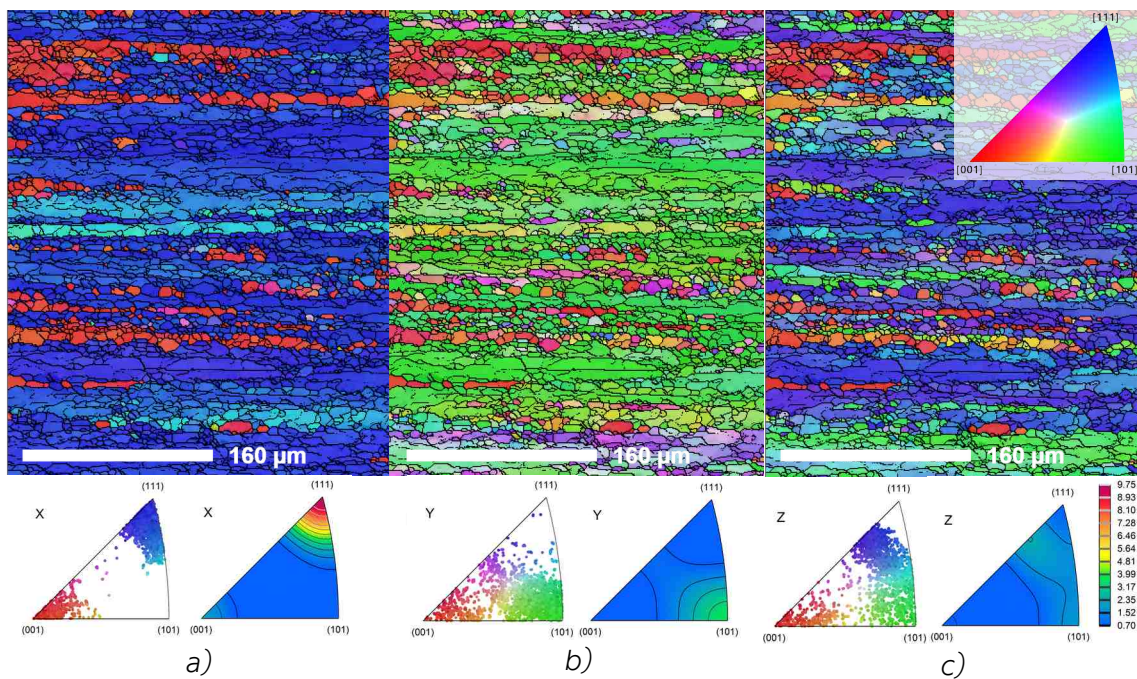
### 3.3.3 Krystalografická orientace a textura

Analýzou orientace krystalových mřížek uvnitř zrn (IPF mapy) můžeme vyhodnocovat, zda jsou zrna ve vzorku orientována v určitých směrech přednostně, a dedukovat tak přítomnost jednotlivých texturních komponent. Na Obr.33a lze pozorovat přednostní výskyt krystalografických rovin (111) při pohledu ze směru extruze (osy zrn jsou zarovnané ve směru  $\langle 111 \rangle \parallel \text{RD}$ ). Lze také pozorovat nepatrně zvýšený výskyt orientace zrn  $\langle 001 \rangle \parallel \text{RD}$  a  $\langle 101 \rangle \parallel \text{TD}$ , viz Obr.33b. V pohledu ze směru Z (ND) přednostní orientace není patrná, viz Obr.33c.

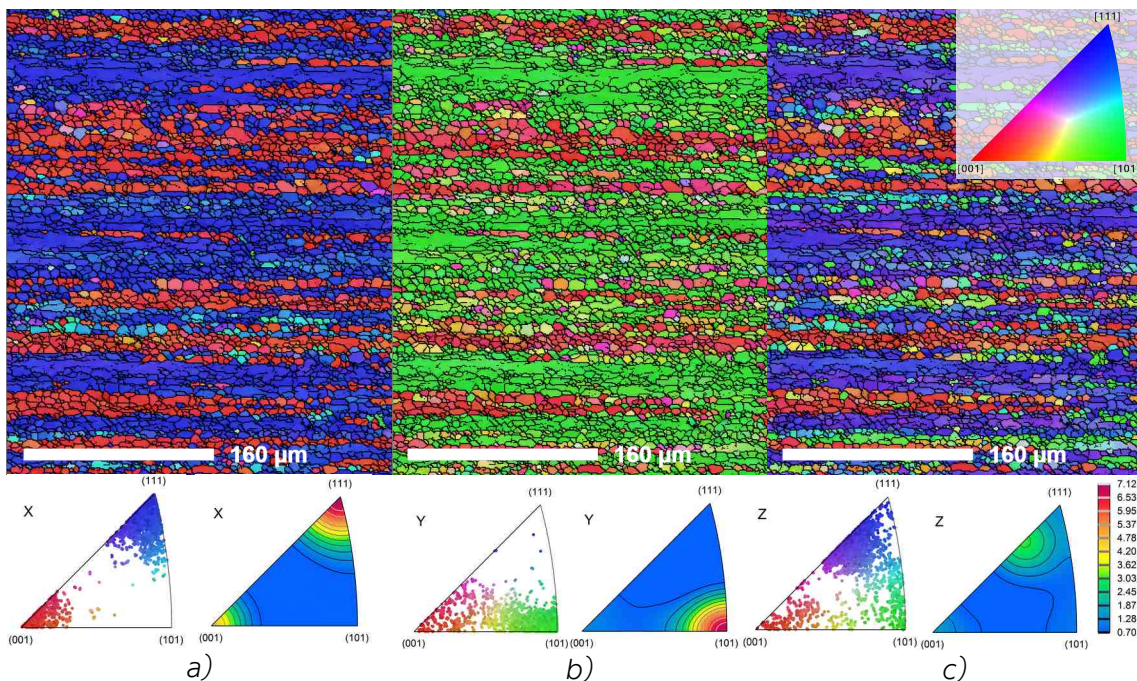


Obr. 33: EBSD, IPF: vzorek 10X, jádro

Je-li na polotovar aplikováno napětí kolmo na směr vláken za zvýšené teploty (tváření za tepla), začnou se, vlivem dynamické i statické rekrytalizace, vyskytovat orientace  $\langle 001 \rangle \parallel \text{RD}$  a  $\langle 101 \rangle \parallel \text{TD}$ , viz Obr.34a,b a při deformaci 60% je orientace  $\langle 001 \rangle \parallel \text{RD}$  ve vzorku zastoupena více než z poloviny vzhledem k orientaci  $\langle 111 \rangle \parallel \text{RD}$ , jak je vidět na Obr.35a a orientace  $\langle 101 \rangle \parallel \text{TD}$  je zastoupena ve stejné hustotě jako  $\langle 111 \rangle \parallel \text{RD}$ .



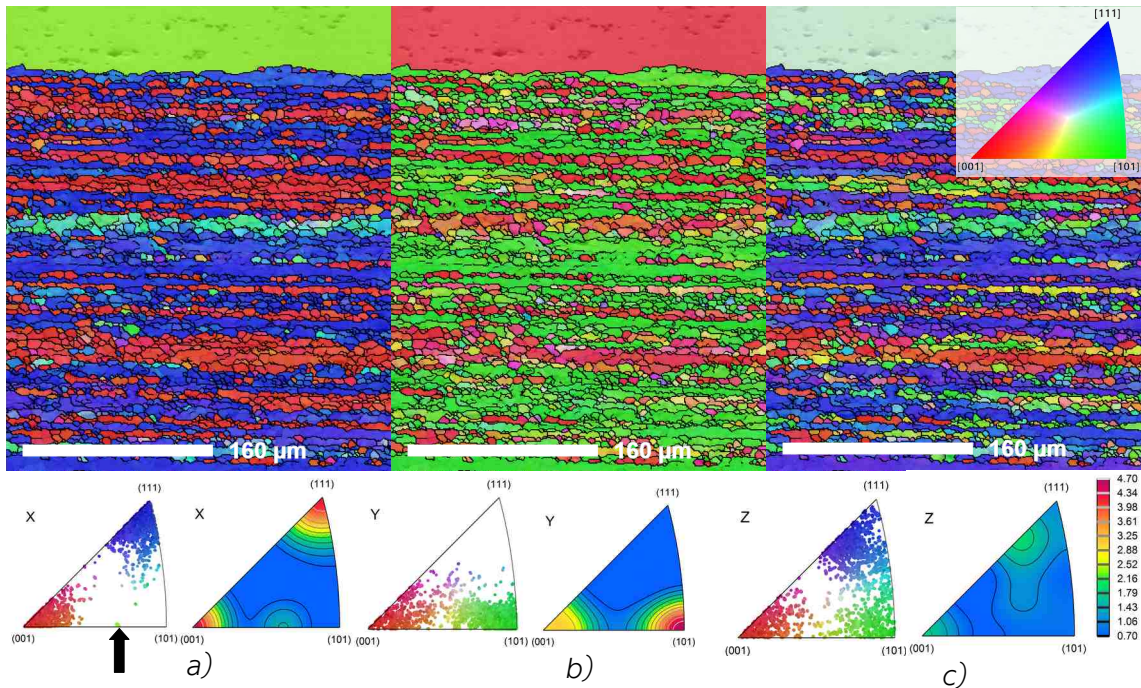
Obr. 34: EBSD, IPF: vzorek 14X, jádro



Obr. 35: EBSD, IPF: vzorek 124X, jádro

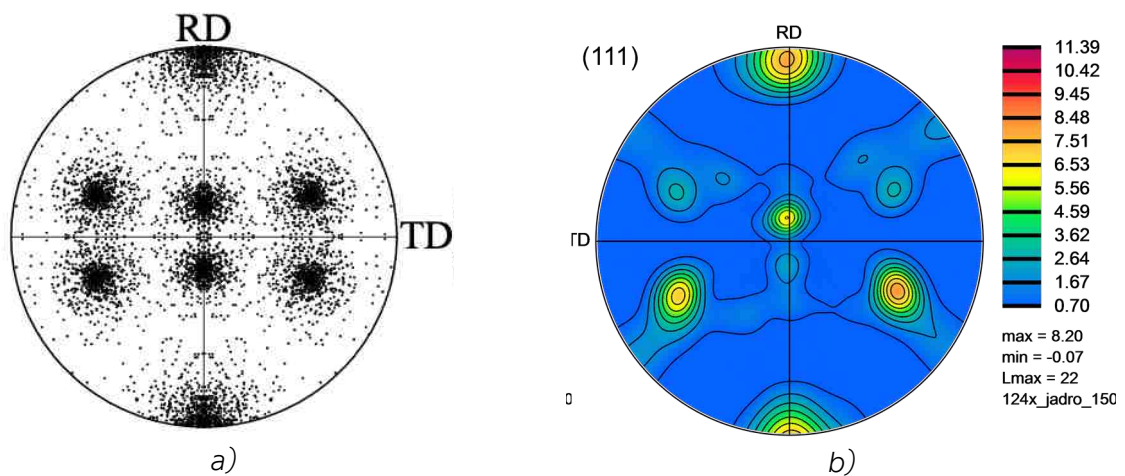
Tato změna krystalografické orientace se projeví ještě více u povrchu vzorku, kde je deformace materiálu vyšší než v jádru vzorku, viz Obr.36a,b,c. Zároveň můžeme na Obr.36a (vznačeno šipkou) pozorovat zcela odlišnou orientaci velkého zrekrytalizovaného zrna v povrchové vrstvě materiálu (detailněji v Příloze 4). Co je ale dále patrné, tak ve směru RD narůstá oproti

jádra podíl  $\langle 001 \rangle$  a to samé u TD, tam také narůstá podíl  $\langle 001 \rangle$ . Ve směru ND je patrné, že 3 základní směry  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 101 \rangle$  a  $\langle 111 \rangle$  mají rovnoměrné zastoupení v porovnání s jádrem.



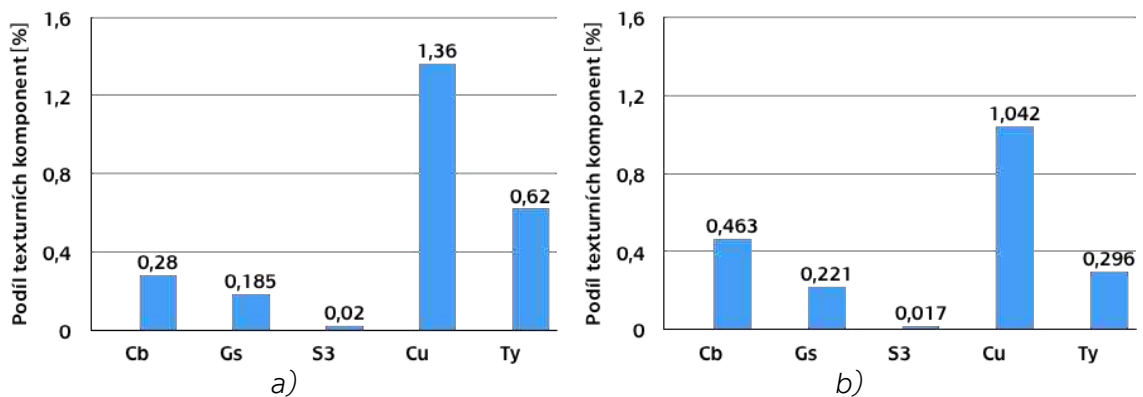
Obr. 36: EBSD, IPF: vzorek 124X, okraj

Texturní komponenty je možné vyhodnocovat pomocí pólových obrazců porovnáváním se vzorovými pólovými obrazci pro danou texturní komponentu. Na Obr. 37 je uveden příklad texturní komponenty Cu ve vzorku 124X.

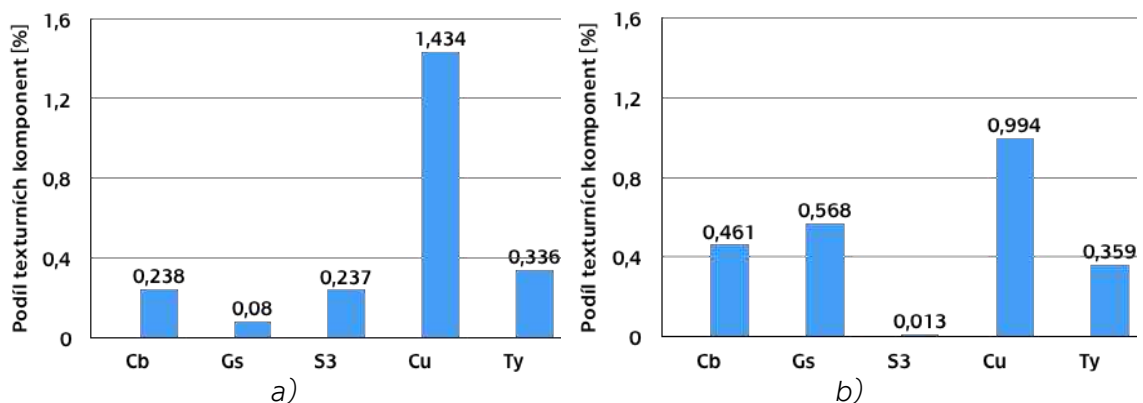


Obr. 37: EBSD, (111) pólové obrazce: a) vzorový pólový obrazec texturní komponenty Cu [24], b) 124X, jádro

Detailněji lze vývoj jednotlivých texturních komponent, v závislosti na stupni deformace, pozorovat na Obr. 38a,b a Obr. 39a,b. Texturní komponenta Cu je typická deformační textura pro materiály s mřížkou FCC deformované za působení jednoosého napětí. Předpokládá se, že v tomto případě vznikla vlivem extruze materiálu vzorku. Textury Cb a Gs obvykle vznikají při rekrytalizačním růstu zrna a řadíme je mezi tzv. rekrytalizační textury. Také vidíme, že vlivem deformace a rekrytalizace ubývá původní Cu textura po extruzi (a mírně také Ty), zatímco ostatní texturní komponenty (Cb a Gs) postupně narůstají se zvyšující se deformací.



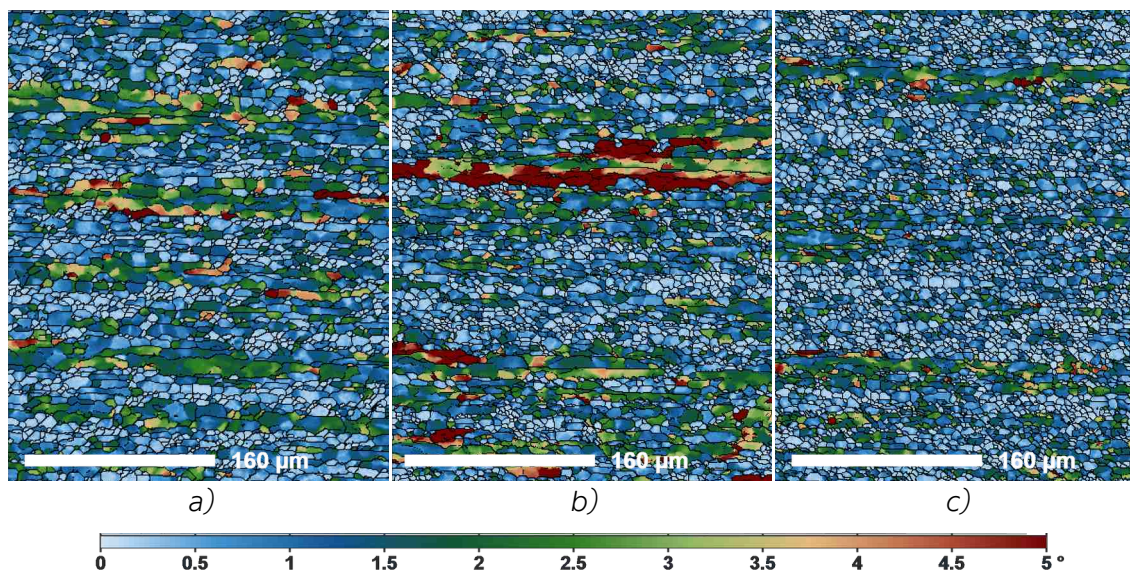
Obr. 38: Zastoupení texturních komponent ve vzorku a)10X, b)12X



Obr. 39: Zastoupení texturních komponent ve vzorku a)14X, b)124X

### 3.3.4 Disorientace krystalové mřížky v zrně

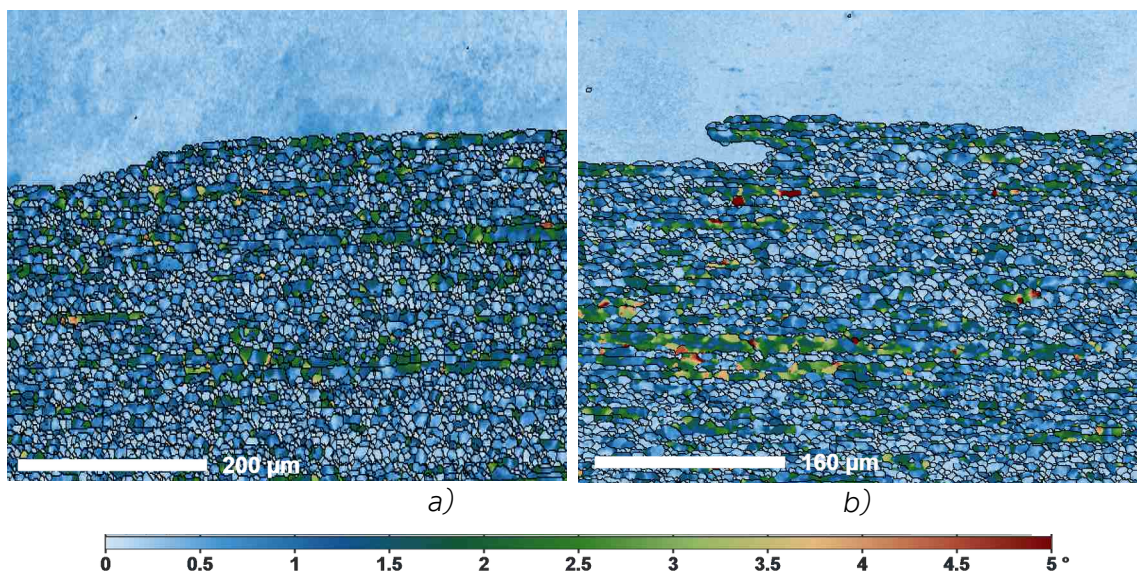
Pomocí velikosti disorientace krystalové mřížky lze analyzovat deformaci uvnitř jednotlivých zrn, a z toho odvozovat vnitřní napětí v materiálu. Zrna s disorientací 0-0,5° jsou poslední dynamicky zrekrytalizovaná zrna, která nejsou ovlivněna plastickou deformací. Do této skupiny lze také řadit staticky zrekrytalizovaná zrna v průběhu tepelného zpracování. Disorientace do cca 1,5° značí zrna, která jsou dynamicky zrekrytalizovaná, ale jsou deformovaná průběžným tvářením vzorku, proto mají hodnotu misorientace vyšší. Vysoké hodnoty misorientace 2°-5° odpovídají původním deformovaným oblastem po extruzi, ve kterých případně dochází k dalšímu nárůstu disorientace probíhající deformací. Na Obr.40a lze pozorovat větší část staticky zrekrytalizovaných zrn a zbytky napětí v protáhlých zrnech u vzorku materiálu ve výchozím stavu (10X), kam bylo napětí vneseno při extruzi polotovaru a nebylo zcela uvolněno při statické rekrytalizaci v průběhu tepelného zpracování. S deformací vzorku se zvyšuje napětí v těchto protáhlých zrnech a zároveň se zvyšuje podíl menších zrn vzniklých dynamickou rekrytalizací jak lze vidět na Obr. 40b u vzorku materiálu s deformací 40 %.



Obr. 40: EBSD,GOS: a)10X, b)14X, c)124X, jádro

S rostoucí deformací materiálu vzorku na 60 %, protáhlá zrna vzniklá při extruzi rekrystalizují kontinuální dynamickou rekrystalizací a napětí ve vzorku se výrazně snižuje, viz Obr. 40c. Při porovnání vzorku 124X (Obr. 40c) se vzorkem 124 (Příloha 5), který nebyl tepelně zpracován, lze pozorovat, že většina zbytkového napětí je odstraněna již při dynamické rekrystalizaci a statická rekrystalizace nemá na zbytkové napětí v tomto případě již takový vliv.

Na Obr.41a,b lze pozorovat zrna v blízkosti povrchu vzorků různě deformovaných materiálů, na která působí vyšší lokální deformace než na zrna ve středu vzorku, a tudíž u nich dochází k dynamické rekrystalizaci při nižší deformaci celého vzorku a lze v těchto zrnech pozorovat tedy i nižší zbytkové napětí a nižší průměrnou velikost zrn. Dále lze vidět, že velká zrekrystalizovaná zrna mají skrz celý průřez hodnotu misorientace nízkou a díky tomu lze identifikovat, že se jedná o rekrystalizaci.



Obr. 41: EBSD, GOS: a) 14X, b) 124X, okraj

Analýza disorientace krystalové mřížky umožňuje vytvořit mapu zrekrystalizovaných a nezrekrystalizovaných zrn RX, URX (recrystallized, unrecrystallized). Pro tento konkrétní experiment však tato metoda není dostatečně vypovídající, protože zrekrystalizovaná zrna jsou hodnocena na základě disorientace krystalové mřížky daných zrn a tudíž není brána

v potaz deformační historie zrna a tato metoda je obecně spíše vhodná pro hodnocení vlivu pouze statické rekrytalizace. V Příloze 6 lze pozorovat zbytkové napětí patrné z GOS v Příloze 6b, díky kterému lze posuzovat, zda jsou přítomna zrna, která zrekrystalizovala dynamicky, buď při výrobě polotovaru extruzí, nebo hned na začátku tváření za tepla, ale pak byla dále deformována, a tudíž u nich vznikla menší disorientace krystalové mřížky. Tato informace v analýze RX, URX (Příloha 6a) chybí a je zde vyhodnoceno pouze zda má krystalová mřížka disorientaci menší resp. větší než 3° a na základě toho je označena jako RX resp. URX.

### 3.3.5 Porovnání výsledků

Z tabulky Tab.4 lze pozorovat, vývoj vybraných parametrů struktury materiálu vzorků v závislosti na velikosti deformace. Je vidět, že s rostoucí deformací se zmenšuje průměrná velikost zrna ( $d$ ). Hustota dislokací (GND) a podíl malouhlových (LAGB) a velkouhlových (HAGB) hranic má průběh, který ukazuje, že po deformaci 60% vzniká výraznější podíl statické rekrytalizace, čímž se hodnota hustoty dislokací výrazně snižuje.

Tab. 4: Vývoj hustoty dislokací (GND), středního průměru zrna, podílu malouhlových (LAGB) a velkouhlových (HAGB) hranic v závislosti velikosti deformace v jádru vzorku.

Vzorek	Stupeň deformace [%]	GND [ $10^{13}m^{-2}$ ]	$d$ [ $\mu m$ ]	LAGB [%]	HAGB [%]
10X	0	4,8	38,76	65,3	34,7
12X	20	4,7	43,48	66,6	33,4
14X	40	5,3	34,41	70,6	29,4
124X	60	5	16,49	54,1	45,9

Předpokládá se, že deformace 20% má na jádro vzorku 12X jen velmi malý vliv, což lze usuzovat i z pohledu na deformovaný polotovar pro tento vzorek (Příloha 7). V jádru vzorku tak nedochází k dynamické rekrytalizaci, a větší střední průměr zrna může být způsoben mírně vyšší uloženou energií



(v porovnání se vzorkem v nedeformovaném stavu), která se v průběhu tepelného zpracování projeví zvýšenou mírou statické rekrytalizace. Jiná situace je v blízkosti povrchu vzorku, kde je lokální deformace vyšší a dochází tak ke zjemnění zrna vlivem dynamické rekrytalizace (Příloha 8). U vzorku s 60% deformací

Vyvoj podílu LAGB a HAGB, ukazuje, že po deformaci se podíl malouhlových hranic zvýší, předpokládá se, že vlivem růstu hustoty dislokací a následnou polygonizací. Při deformaci 60% se však začne více projevovat dynamická rekrytalizace zjemněním zrna, a tak se začne zvyšovat i podíl velkouhlových hranic. Zároveň se předpokládá, že ve více deformovaném vzorku probíhá větší měrou i statická rekrytalizace, která závisí na energii uložené do materiálu při deformaci a ta také přispívá ke zvýšenému podílu velkouhlových hranic.

V tabulce Tab. 5 lze vidět porovnání hustoty dislokací (GND) a středního průměru zrna ( $d$ ) mezi vzorky u kterých bylo provedeno rozpouštěcí žíhání a vzorky které byly pouze tvářeny za tepla. Lze pozorovat klesající hodnotu středního průměru zrna a zvyšující se hustotu dislokací u obou druhů vzorků, ale v případě tepelně zpracovaných vzorků je střední průměr zrna i hustota dislokací vyšší. Předpokládá se, že je to vlivem statické rekrytalizace, při které rostou rekrytalizovaná zrna a snižuje se hustota dislokací.

Tab. 5: Porovnání GND a středního průměru zrna mezi vzorky bez tepelného zpracování a vzorky s tepelným zpracováním

Vzorek	GND [ $10^{13}\text{m}^{-2}$ ]	$d$ [ $\mu\text{m}$ ]	Vzorek	GND [ $10^{13}\text{m}^{-2}$ ]	$d$ [ $\mu\text{m}$ ]	Stupeň deformace [%]
10X	4,8	38,76	10	5	20,94	0
12X	4,7	43,48	12	5	20,51	20
14X	5,3	34,41	14	5,1	20,82	40
124X	5	16,49	124	5,2	10,49	60

Porovnejí–li se podíly texturních komponent (Tab. 6) mezi vzorky 10X a 124X, lze se zvyšující se deformací pozorovat úbytek textury Cu, která je charakteristická pro jednoosou deformaci jako je např. extruze. Textura Ty, často pozorovaná v struktuře extrudovaného materiálu, ubývá patrně vlivem deformace a rozpouštěcího žíhání. Ve válcovaném materiálu se začíná její podíl zvětšovat až při velice vysokých stupních deformace. Předpokládá se, že rekrytalizační textury Cb a Gs zvyšují svůj podíl vlivem rozpouštěcího žíhání a rekrytalizace v průběhu tváření za tepla. U vzorku 12X pozorujeme zvýšený podíl rekrytalizační textury Cb a Gs a snížený podíl deformační textury Cu. U vzorku 14X pozorujeme opačný vývoj, kdy podíl textur Cb a Gs mírně klesá a podíl textury Cu roste. Zároveň zde jako u jediného vzorku lze pozorovat významný vznik texturní komponenty S3.

Tab. 6: Vývoj podílů vybraných typů textur v závislosti na velikosti deformace.

Vzorek	Stupeň deformace [%]	Cb [%]	Gs [%]	Cu [%]	Ty [%]	S3 [%]
10	0	0,31	0,23	1,28	0,51	0,013
<b>10X</b>		<b>0,28</b>	<b>0,18</b>	<b>1,35</b>	<b>0,62</b>	<b>0,02</b>
12	20	0,275	0,35	0,322	0,146	0,019
<b>12X</b>		<b>0,46</b>	<b>0,22</b>	<b>1,04</b>	<b>0,3</b>	<b>0,017</b>
14	40	0,697	0,352	0,301	0,043	0,005
<b>14X</b>		<b>0,24</b>	<b>0,1</b>	<b>1,43</b>	<b>0,34</b>	<b>0,237</b>
124	60	0,613	0,573	1,248	0,401	0,098
<b>124X</b>		<b>0,46</b>	<b>0,57</b>	<b>0,99</b>	<b>0,36</b>	<b>0,013</b>

### 3.3.6 Diskuse

Při experimentu byla u vzorku 10X, který nebyl tvářen za tepla, pozorována vláknitá struktura s převažující texturou Cu a Ty, jak bylo předpokládáno podle teorie [24, 26]. Přesto, že vzorek prošel v rámci vytváření rozpouštěcím žíháním, lze ve struktuře pozorovat množství větších protáhlých zrn, která nezrekrytalizovala a mají vyšší hodnoty

disorientace krystalové mřížky (GOS) neboť vzorek nemá dostatečně velké množství uložené energie potřebné ke spuštění odpevňovacích procesů [11]. Zároveň nebyla pozorována žádná vrstva postdynamicky zrekrystalizovaných zrn na povrchu vzorku. Místo toho lze u povrchu vzorku pozorovat podobnou vláknitou strukturu jako v jádru vzorku [17].

Teorie říká, že při tváření za tepla dochází k dynamické rekrytalizaci, která zjemňuje zrno. Zároveň se do materiálu ukládá část přetvárné energie, která pak pohání odpevňovací procesy [4, 10, 11, 14]. S tím souhlasí výsledek analýzy vzorku 12X. V tomto případě je ale deformace 20% příliš nízká, aby spustila dynamickou rekrytalizaci v jádru vzorku, ale porovnáním v tabulce Tab. 5 lze vidět, že má dostatečnou velikost na spuštění statické rekrytalizace v průběhu tepelného zpracování. Zároveň lze v Příloze 8 vidět, že 20% deformace je dostatečná na spuštění dynamické rekrytalizace na okraji vzorku, kde je vyšší lokální deformace.

S deformací materiálu, jak lze vidět u vzorku 14X, se v jeho struktuře začínají vyskytovat jemnější zrna vzniklá při diskontinuální dynamické rekrytalizaci a to i v jádru vzorku, jak bylo předpokládáno [10, 11, 14], ale zároveň lze stále pozorovat větší protáhlá zrna, která již vykazují vysoké hodnoty GOS parametru kolem  $5^\circ$ . Toto vnitřní napětí patrně vzniklo důsledkem tváření za tepla, při kterém však ještě nevznikla tak velká deformace, aby byla v těchto zrnech spuštěna kontinuální dynamická rekrytalizace. Tomuto stavu odpovídá i zvýšená hustota dislokací v porovnání s 10X i s 124X [10, 11]. Deformace je dostatečně vysoká, aby způsobila vznik nových dislokací, ale dynamická rekrytalizace nemá takový vliv, aby iniciovala slučování a migraci dislokací k hranicím zrn, a tak snížila jejich hustotu [11]. Na plochách vzorku, kde došlo ke styku s kovádkou, lze vidět cca 0,5 mm tlustou vrstvu postdynamicky zrekrystalizovaných zrn a také vznik jemnozrnné mikrostruktury, což je způsobeno vyšší lokální deformací vzorku u jeho povrchu než v jeho středu, a tím pádem větším

vlivem dynamické rekrytalizace. Tento jev je v souladu s předpoklady [11, 16].

Naopak u vzorku 124X již lze pozorovat výrazné zjemnění zrna především vlivem kontinuální dynamické rekrytalizace a také snížení hodnot GOS parametru tak, jak bylo předpokládáno podle teorie [11, 15]. Zároveň lze však u vzorku 124X pozorovat vyšší průměrnou hodnotu velikosti zrn v porovnání se vzorkem 124 (Příloha 3). Předpokládá se, že tento rozdíl je způsoben statickou rekrytalizací, která u vzorku 124X proběhla v průběhu vytvrzování. Vyšší hodnota uložené energie způsobuje i významnější projev statické rekrytalizace, a tedy růst zrna a snižování hustoty dislokací, což je patrné z tabulky Tab. 5 a je to v souladu s teorií [11, 15]. Vrstva zrekrystalizovaných zrn u povrchu vzorku, která byla pozorovatelná na deformovaném polotovaru makroskopicky (Obr.26), dosahuje místy tloušky cca 3 mm. Světelná mikroskopie ukazuje, že z toho cca 1 mm tlustá vrstva blíže k povrchu vzorku jsou postdynamicky zrekrystalizovaná zrna, což je v souladu s teorií [15, 17]. Pod touto vrstvou se nachází cca 2 mm tlustá vrstva rozměrných zrn u nichž se předpokládá vznik vlivem sekundární rekrytalizace, což by odpovídalo teorii [11]

## 4. ZÁVĚR

Byla provedena analýza vzorků extrudované slitiny hliníku EN AW 6082 deformované na rozdílné hodnoty deformace pomocí světelné mikroskopie a metody EBSD. Na základě dosažených výsledků lze učinit následující závěry:

- Při deformaci 20 a 40 % je vliv dynamické rekrytalizace v jádru výrazně nižší v porovnání s povrchem vzorku.
- Při deformaci 40 a 60% vzniká na povrchu materiálu cca 1 mm tlustá vrstva postdynamicky zrekrystalizovaných zrn o výrazně vyšší velikosti ve srovnání se zrny ve zbytku vzorku. U tepelně zpracovaného vzorku s deformací 60% je tato vrstva tlustá až cca 3 mm.
- Všechny vzorky po tepelném zpracování mají znatelně větší střední průměr zrna oproti vzorkům, které tepelným zpracováním neprošly. Toto je vlivem působící statické rekrytalizace.
- V materiálu v nedeformovaném stavu bylo možno pozorovat převažující texturní komponentu Cu, která vznikla při extruzi polotovaru. Podíl této texturní komponenty s rostoucí deformací kolísá, ale přetrvává jako nejvíce zastoupená pro všechny stupně deformace. Podíl texturní komponenty Ty, která je v nedeformovaném materiálu druhá nejvýše zastoupená, se s rostoucí deformací snižuje. Podíl rekrytalizační textury Gs se pro deformaci 60% prudce zvyšuje.
- Hustota dislokací (GND) je u tepelně zpracovaných vzorků nižší než u vzorků bez tepelného zpracování. U všech vzorků se ale GND zvyšuje s rostoucí deformací. Podíl malouhlových hranic zrn (LAGB) se s rostoucí deformací snižuje a podíl velkouhlových hranic zrn (HAGB) roste. Podle předpokladu jsou tyto jevy zapříčiněny statickou a dynamickou rekrytalizací, které od sebe lze pomocí GOS parametru spolehlivě rozpoznat.

## 5. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 2002. ISBN 978-80-7204-248-7.
- [2] PEDNEAULT, Julien, Guillaume MAJEAU-BETTEZ, Volker KREY a Manuele MARGNI. What future for primary aluminium production in a decarbonizing economy? *Global Environmental Change* [online]. 2021, 69, 102316. ISSN 09593780. Dostupné z: doi:10.1016/j.gloenvcha.2021.102316
- [3] MACEK, K. *Strojírenské materiály*. B.m.: Vydavatelství ČVUT, 2003.
- [4] MACEK, K. a P. ZUNA. *Nauka o materiálu*. Praha: ČVUT, 1996. ISBN 978-80-01-01507-0.
- [5] SMALLMAN, R.E. a R.J. BISHOP. Ceramics and glasses. In: *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering* [online]. B.m.: Elsevier, 1999 [vid. 2021-11-17], s. 320–350. ISBN 978-0-7506-4564-5. Dostupné z: doi:10.1016/B978-075064564-5/50010-0
- [6] LI, Mao, Jiaqi WANG, Wenyuan HOU, Benjun CHENG a Hesong LI. Mathematical model of the dissolution process of alumina particles in the Hall-Héroult process. *International Communications in Heat and Mass Transfer* [online]. 2021, 128, 105627. ISSN 07351933. Dostupné z: doi:10.1016/j.icheatmasstransfer.2021.105627
- [7] NĚMEC, M., J. SUCHÁNEK a J. ŠANOVEC. *Základy strojírenské technologie 1*. B.m.: České vysoké učení technické v Praze, 2016.
- [8] NOVOTNÝ, J., J. ŠANOVEC, B. BEDNÁŘ a V. KREIBICH. *Technologie 1*. B.m.: České vysoké učení technické v Praze, 2006.
- [9] JANOVEC, Jiří, Jiří CEJP a Josef STEIDL. *Perspektivní materiály*. Vyd. 3., přeprac. V Praze: České vysoké učení technické, 2008. ISBN 978-80-01-04167-3.
- [10] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2003. ISBN 978-80-7204-283-8.
- [11] JANOVEC, J., K. MACEK, P. ZUNA, ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE, a STROJNÍ FAKULTA. *Fyzikální metalurgie*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2004. ISBN 978-80-01-02935-0.

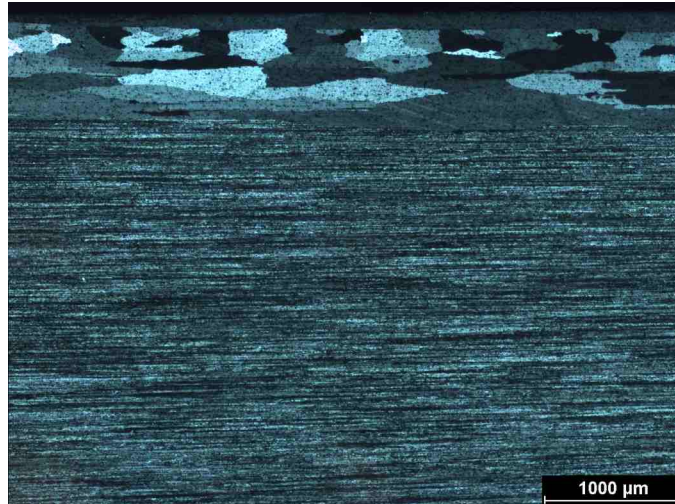
- [12] KRAUS, Ivo a Jaroslav FIALA. *Elementární fyzika pevných látek*. 3. přepracované vydání. Praha: Česká technika - nakladatelství ČVUT, 2022. ISBN 978-80-01-06953-0.
- [13] ROLLETT, A.D. *Typical Textures, part 1: Thermomechanical Processing (TMP) of Metals* [online]. Dostupné z: <https://slidetodoc.com/1-typical-textures-part-1-thermomechanical-processing-tmp/>
- [14] SEDLÁČEK, V. *Zotavení a Rekrystalizace*. B.m.: Academia Praha, 1985.
- [15] SAKAI, Taku, Andrey BELYAKOV, Rustam KAIBYSHEV, Hiromi MIURA a John J. JONAS. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science* [online]. 2014, 60, 130–207. ISSN 00796425. Dostupné z: doi:10.1016/j.pmatsci.2013.09.002
- [16] LV, Jiaxin, Jing-Hua ZHENG, Victoria A. YARDLEY, Zhusheng SHI a Jianguo LIN. A Review of Microstructural Evolution and Modelling of Aluminium Alloys under Hot Forming Conditions. *Metals* [online]. 2020, 10(11), 1516. ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met10111516
- [17] EIVANI, A.R., H.R. JAFARIAN a J. ZHOU. Simulation of peripheral coarse grain structure during hot extrusion of AA7020 aluminum alloy. *Journal of Manufacturing Processes* [online]. 2020, 57, 881–892. ISSN 15266125. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmapro.2020.07.011
- [18] MACEK, K., P. ZUNA a J. JANOVEC. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. B.m.: České vysoké učení technické v Praze, 2008.
- [19] MARIOARA, C.D., S.J. ANDERSEN, J. JANSEN a H.W. ZANDBERGEN. Atomic model for GP-zones in a 6082 Al–Mg–Si system. *Acta Materialia* [online]. 2001, 49(2), 321–328. ISSN 13596454. Dostupné z: doi:10.1016/S1359-6454(00)00302-5
- [20] MACEK, Karel, František HNILICA a Vladimír STARÝ. *Experimentální metody v materiálovém inženýrství*. první. Praha: České vysoké učení technické, nedatováno.
- [21] ZAEFFERER, S., N.-N. ELHAMI a P. KONIJNENBERG. Electron backscatter diffraction (EBSD) techniques for studying phase transformations in steels. In: *Phase Transformations in Steels* [online]. B.m.: Elsevier, 2012 [vid. 2021-12-05], s. 557–587. ISBN 978-1-84569-971-0. Dostupné z: doi:10.1533/9780857096111.4.557
- [22] SOPKO, Bruno, Ladislav SAMEK, Frantisek CERNY, CESKE VYSOKE UCENI TECHNICKE V PRAZE, a STROJNI FAKULTA. *Fyzika II*. Praha: Vydavatelství CVUT, 2005. ISBN 978-80-01-03194-0.

- [23] SCHWARTZ, Adam J., Mukul KUMAR a Brent L. ADAMS, ed. *Electron backscatter diffraction in materials science*. New York, NY: Kluwer Acad./Plenum Publ, 2000. ISBN 978-0-306-46487-4.
- [24] YOSHIDA, Kengo, Takumi ISHIZAKA, Mitsutoshi KURODA a Shingo IKAWA. The effects of texture on formability of aluminum alloy sheets. *Acta Materialia* [online]. 2007, 55(13), 4499–4506. ISSN 13596454. Dostupné z: doi:10.1016/j.actamat.2007.04.014
- [25] BEAUSIR, B. a J.-J. FUNDENBERGER. *Analysis Tools for Electron and X-ray diffraction* [online]. Université de Lorraine - Metz: ATEX - software, 2017. Dostupné z: www.atex-software.eu
- [26] KLOSEK, Vincent. Crystallographic textures. *EPJ Web of Conferences* [online]. 2017, 155, 00005. ISSN 2100-014X. Dostupné z: doi:10.1051/epjconf/201715500005
- [27] ZHOU, Zhiwei, Hongying GONG, Jin YOU, Shangbao LIU a Jianli HE. Research on compression deformation behavior of aging AA6082 aluminum alloy based on strain compensation constitutive equation and PSO-BP network model. *Materials Today Communications* [online]. 2021, 28, 102507. ISSN 23524928. Dostupné z: doi:10.1016/j.mtcomm.2021.102507
- [28] PARVIZIAN, F., A. GÜZEL, A. JÄGER, H.-G. LAMBERS, B. SVENDSEN, A.E. TEKKAYA a H.J. MAIER. Modeling of dynamic microstructure evolution of EN AW-6082 alloy during hot forward extrusion. *Computational Materials Science* [online]. 2011, 50(4), 1520–1525. ISSN 09270256. Dostupné z: doi:10.1016/j.commatsci.2010.12.009
- [29] KAYSER, T., B. KLUSEMANN, H.-G. LAMBERS, H.J. MAIER a B. SVENDSEN. Characterization of grain microstructure development in the aluminum alloy EN AW-6060 during extrusion. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2010, 527(24–25), 6568–6573. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2010.06.050
- [30] GÜZEL, A., A. JÄGER, F. PARVIZIAN, H.-G. LAMBERS, A.E. TEKKAYA, B. SVENDSEN a H.J. MAIER. A new method for determining dynamic grain structure evolution during hot aluminum extrusion. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2012, 212(1), 323–330. ISSN 09240136. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmatprotec.2011.09.018
- [31] MA, HuiHuan, Quanchao HOU, Zhiwei YU a Pengpeng NI. Stability of 6082-T6 aluminum alloy columns under axial forces at high temperatures. *Thin-Walled Structures* [online]. 2020, 157, 107083. ISSN 02638231. Dostupné z: doi:10.1016/j.tws.2020.107083

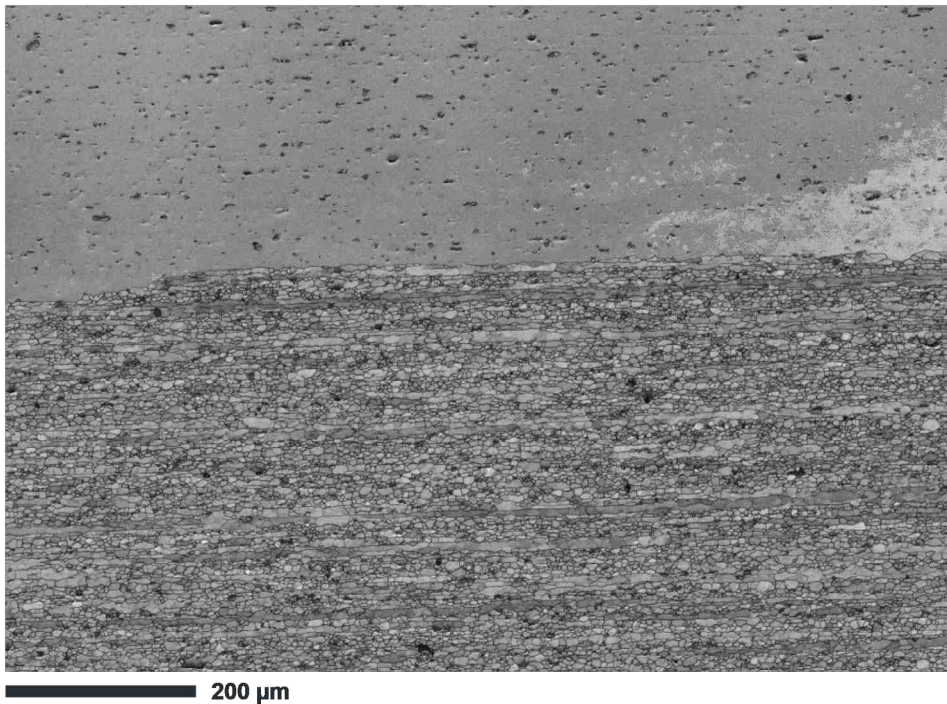


- [32] YOUNG, C.T., T.J. HEADLEY a J.L. LITTON. Dislocation Substructures Formed During the Flow Stress Recovery of High Purity Aluminum. In: *Material Science and Engineering*. nedatováno, s. 391–407.
- [33] SANTOS-GÜEMES, R., L. CAPOLUNGO, J. SEGURADO a J. LLORCA. Dislocation dynamics prediction of the strength of Al–Cu alloys containing shearable  $\theta''$  precipitates. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* [online]. 2021, 151, 104375. ISSN 00225096. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmps.2021.104375

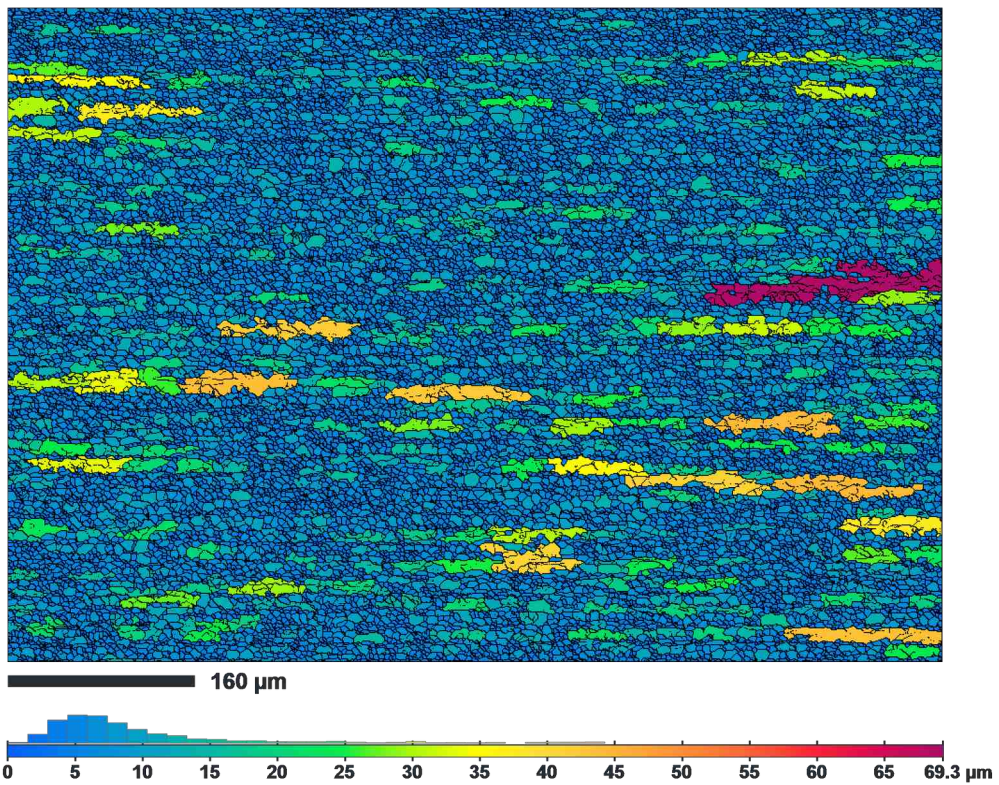
## 6. PŘÍLOHY



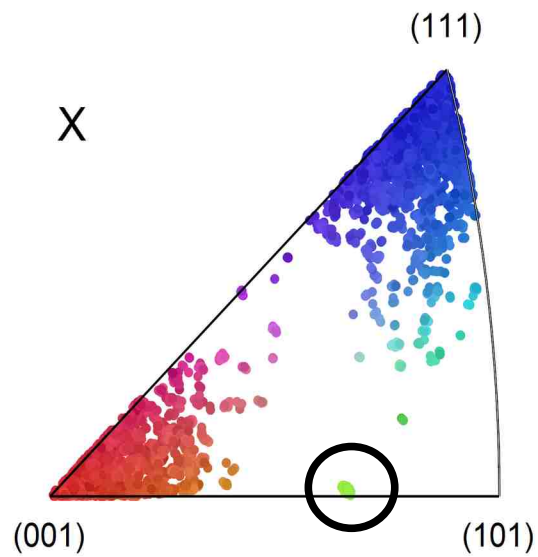
*Příloha 1: Světelná mikroskopie: vzorek 124*



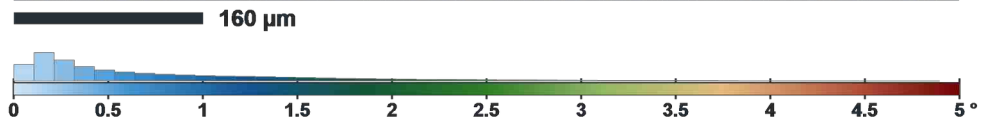
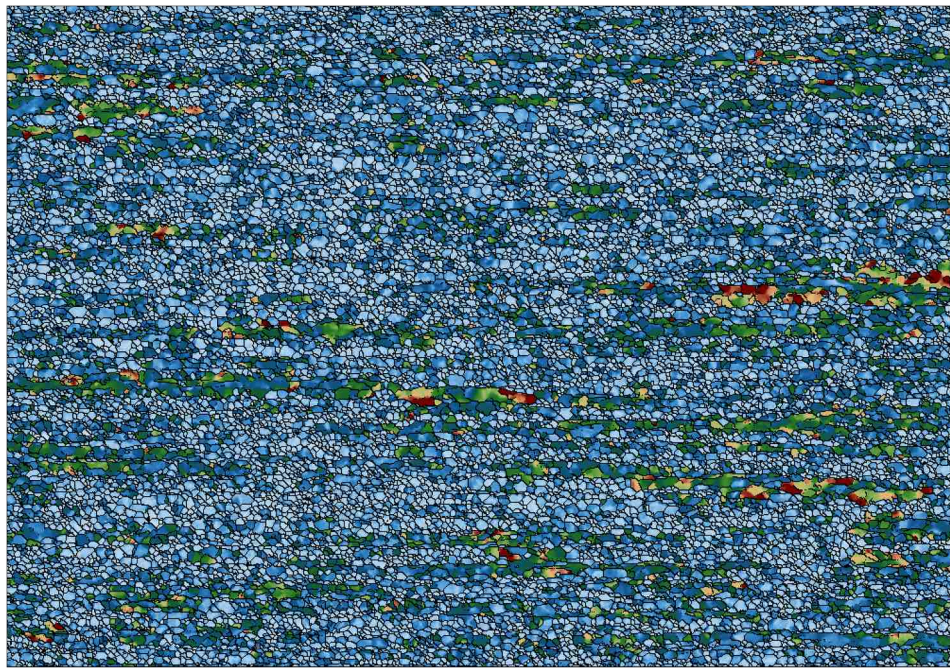
*Příloha 2: EBSD, spektrální kontrast: vzorek 14X, okraj*



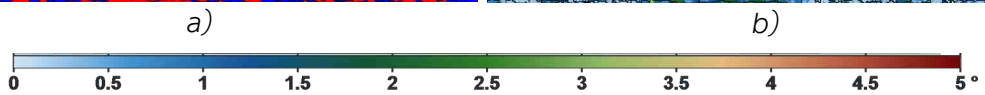
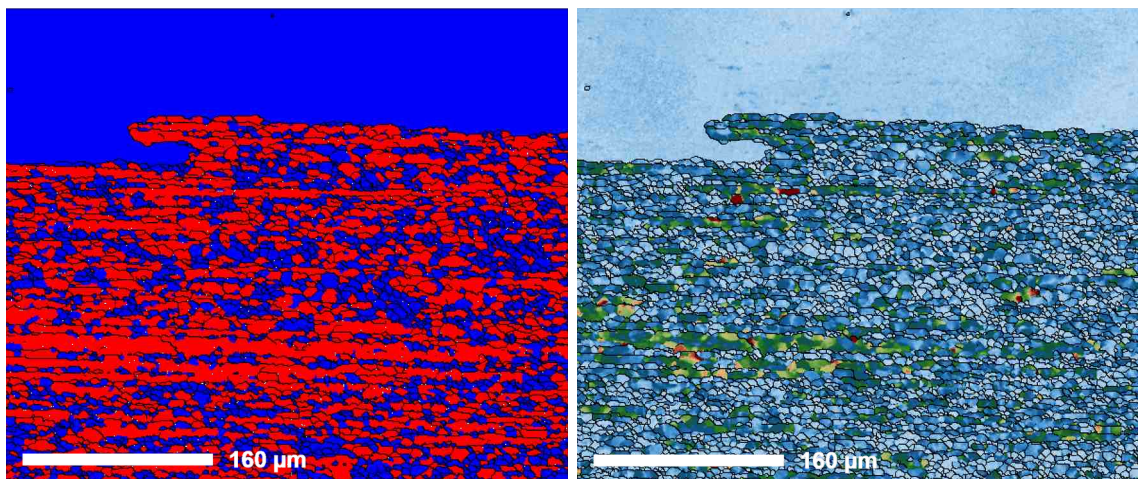
Příloha 3: EBSD, analýza průměrné velikosti zrn: vzorek 124



Příloha 4: EBSD, inverzní pólový obrazec: vzorek 124X, okraj, vyznačena odlišná orientace postdynamicky zrekrytalizovaného zna



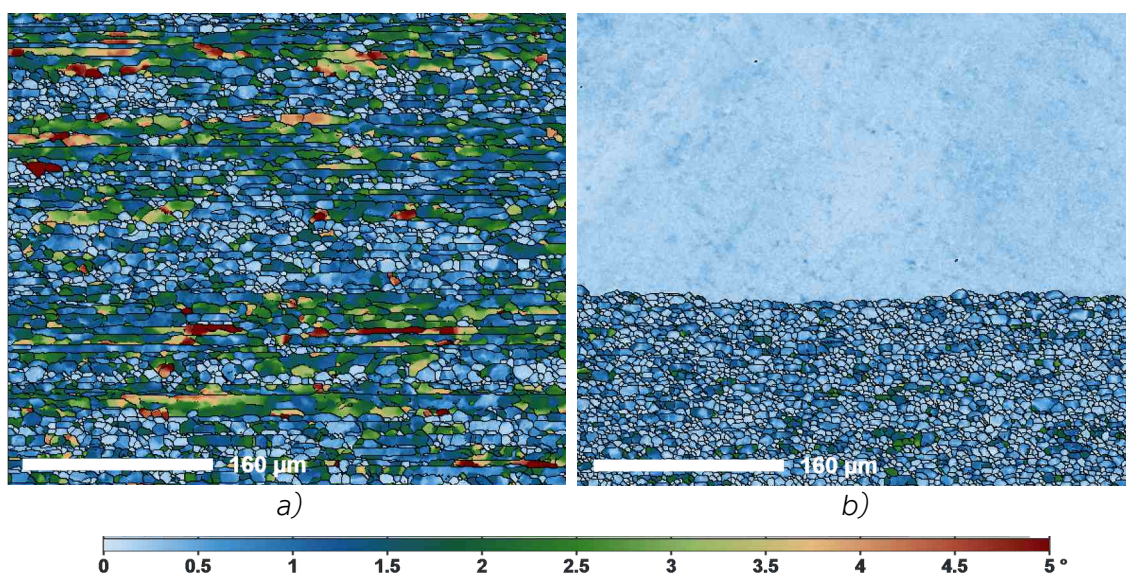
Příloha 5: EBSD, GOS: vzorek 124



Příloha 6: EBSD, porovnání vypovědací hodnoty metody a) RX, URX s metodou b) GOS, vzorek 124X



Příloha 7: polotovar pro vzorek 12X, deformace 20%



Příloha 8: EBSD, porovnání GOS v a) jádru vzorku s GOS na b) okrají vzorku, vzorek 12X