

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE  
FAKULTA STROJNÍ  
ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ



DIPLOMOVÁ PRÁCE

**Vliv opakované deformace na rekrystalizaci Al slitiny 6082**

AUTOR: Bc. Tom Procházka

STUDIJNÍ PROGRAM: Výrobní a materiálové inženýrství

VEDOUCÍ PRÁCE: Ing. Jakub Horník, PhD.

PRAHA 2019

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Procházka** Jméno: **Tom** Osobní číslo: **424830**  
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**  
Zadávající katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**  
Studijní program: **Strojní inženýrství**  
Studijní obor: **Výrobní a materiálové inženýrství**

## II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

**Vliv opakované deformace na rekrystalizaci Al slitiny 6082**

Název diplomové práce anglicky:

**Influence of repeated deformation on recrystallization of 6082 Al alloy**

Pokyny pro vypracování:

Literární rešerše - přehled slitin Al  
Slitiny AlMgSi  
Vliv teploty a deformace na mikrostrukturu a vlastnosti  
Návrh experimentu a jeho vyhodnocení (mikrostruktury)  
Diskuse výsledků a závěry

Seznam doporučené literatury:

- [1] MICHNA, Štefan. Encyklopedie hliníku. Prešov: Adin, 2005. ISBN 80-89041-88-4.  
[2] SEDLÁČEK, Vladimír. Zotavení a rekrystalizace. Praha: Academia, 1985.  
[3] Joseph R. Davis, J.R. Davis & Associates, Aluminum and aluminum alloys. ASM International. Handbook Committee ASM International, 1993, ISBN 13: 9780871704962

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

**Ing. Jakub Horník, Ph.D., ústav materiálového inženýrství FS**

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

Datum zadání diplomové práce: **02.04.2019** Termín odevzdání diplomové práce: **26.07.2019**

Platnost zadání diplomové práce: \_\_\_\_\_

Ing. Jakub Horník, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) práce

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

prof. Ing. Michael Valášek, DrSc.  
podpis děkana(ky)

## III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

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

\_\_\_\_\_  
Datum převzetí zadání

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

## **Prohlášení**

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci „Vliv opakované deformace na rekrytalizaci Al slitiny 6082“ 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: 31.7. 2019

Podpis:

## **Anotace**

Tato diplomová práce se věnuje vlivu opakované deformace na rekrytalizaci Al slitiny 6082. Byly porovnávány dva odlišně vyrobené polotovary – lisovaný polotovar a HCM (horizontální kontinuální lití). V práci byla hodnocena struktura a mechanické vlastnosti s ohledem na rekrytalizaci těchto polotovarů při různých variantách ohřevu polotovaru na kovací teplotu, deformace a tepelného zpracování. Tato diplomová práce vznikla ve spolupráci s firmou Strojmetal Aluminium Forging s.r.o.

## **Klíčová slova**

AlMgSi, EN AW-6082, HCM, opakovaná deformace, rekrytalizace, mechanické vlastnosti, struktura

## **Anotation**

This thesis is dedicated to influence of repeated deformation on recrystallisation of Al alloy 6082. Two differently manufactured semiproducts – extruded semiproduct and HCM (horizontal casting method) were compared. Structure and mechanical properties were evaluated with regard to the recrystallisation of these semiproducts in selected different variants of laboratory processing. Heating of semiproduct to forging temperature, different deformation condition, and heat treatment were applied. This thesis was created in cooperation with the company Strojmetal Aluminium Forging s.r.o.

## **Key words**

AlMgSi, EN AW-6082, HCM, Repeated Deformation, Recrystallisation, Mechanical Properties, Structure



## **Poděkování**

Tímto bych chtěl poděkovat panu Ing. Jakobovi Horníkovi, Ph.D. za cenné připomínky a odborné rady k obsahu této diplomové práce. Dále zaměstnancům společnosti Strojmetal Aluminium Forging s.r.o. za jejich ochotu a odbornou pomoc, za poskytnutí techniky, zázemí a materiálu při řešení praktické části této diplomové práce. V neposlední řadě bych rád poděkoval zaměstnancům Ústavu materiálového inženýrství za pomoc s přípravou metalografických výbrusů a přípravu zkušebních těles pro zkoušku tahem.

Mé velké poděkování patří také mé rodině za jejich podporu při mém studiu a za zázemí, které mi poskytli.

# Obsah

<b>OBSAH .....</b>	<b>6</b>
<b>ÚVOD.....</b>	<b>11</b>
<b>1 HLINÍK A JEHO SLITINY .....</b>	<b>12</b>
1.1 Vlastnosti hliníku.....	12
1.2 Vliv legujících prvků.....	13
1.3 Rozdělení hliníkových slitin.....	13
1.4 Slévárenské slitiny hliníku.....	15
1.4.1 Slévárenské slitiny typu Al – Si.....	16
1.4.2 Slévárenské slitiny typu Al – Cu .....	16
1.4.3 Slévárenské slitiny Al – Cu – Si .....	16
1.4.4 Slévárenské slitiny Al – Mg.....	16
1.4.5 Slévárenské slitiny Al – Zn – Mg .....	17
1.4.6 Slévárenské slitiny Al – Sn.....	17
1.5 Tvářené slitiny hliníku .....	17
1.5.1 Série 1000 .....	18
1.5.2 Slitiny série 2000 .....	18
1.5.3 Slitiny série 3000 .....	18
1.5.4 Slitiny série 4000 .....	18
1.5.5 Slitiny série 5000 .....	19
1.5.6 Slitiny série 6000 .....	19
1.5.7 Slitiny série 7000 .....	19
<b>2 HLINÍKOVÉ SLITINY SÉRIE 6000 .....</b>	<b>20</b>
2.1 Systém hliník – hořčík – křemík .....	20
2.2 Legující prvky slitin série 6000 .....	22
2.3 Slitina EN AW 6082 .....	24
<b>3 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ.....</b>	<b>25</b>

<b>3.1</b>	<b>Žihání .....</b>	<b>26</b>
3.1.1	Rekrytalizační žihání.....	26
3.1.2	Stabilizační žihání.....	27
3.1.3	Žihání ke snížení pnutí.....	28
3.1.4	Žihání s částečnou rekrytalizací .....	28
3.1.5	Homogenizační žihání .....	28
<b>3.2</b>	<b>Precipitační vytvrzování .....</b>	<b>29</b>
3.2.1	Rozpouštěcí žihání.....	30
3.2.2	Stárnutí.....	32
<b>3.3</b>	<b>Tepelné zpracování slitin Al – Mg – Si .....</b>	<b>35</b>
3.3.1	Rozpouštěcí žihání.....	36
3.3.2	Umělé stárnutí.....	36
<b>4</b>	<b>ZPEVNŮVACÍ PROCESY .....</b>	<b>38</b>
<b>4.1</b>	<b>Dislokační (deformační) zpevnění.....</b>	<b>38</b>
<b>4.2</b>	<b>Zpevnění hranicemi zrn.....</b>	<b>40</b>
<b>4.3</b>	<b>Zpevnění legováním .....</b>	<b>41</b>
<b>4.4</b>	<b>Precipitační zpevnění .....</b>	<b>42</b>
<b>5</b>	<b>PLASTICKÁ DEFORMACE.....</b>	<b>44</b>
<b>5.1</b>	<b>Plastická deformace a její mechanismy.....</b>	<b>44</b>
5.1.1	Skluz.....	44
5.1.2	Dvojčatění.....	45
<b>5.2</b>	<b>Deformační energie .....</b>	<b>45</b>
<b>5.3</b>	<b>Deformační struktura .....</b>	<b>46</b>
<b>5.4</b>	<b>Nehomogenita deformace .....</b>	<b>46</b>
<b>5.5</b>	<b>Vliv teploty na plastickou deformaci .....</b>	<b>48</b>
5.5.1	Deformační odpor.....	48
<b>6</b>	<b>TVÁŘENÍ HLINÍKU A JEHO SLITIN.....</b>	<b>50</b>
<b>6.1</b>	<b>Volné kování .....</b>	<b>50</b>

<b>6.2</b>	<b>Zápustkové kování .....</b>	<b>51</b>
<b>7</b>	<b>ODPEVŇOVACÍ PROCESY .....</b>	<b>52</b>
<b>7.1</b>	<b>Zotavení.....</b>	<b>53</b>
7.1.1	Zotavování bodových poruch .....	53
<b>7.2</b>	<b>Polygonizace.....</b>	<b>53</b>
<b>7.3</b>	<b>Rekrystalizace.....</b>	<b>54</b>
7.3.1	Primární rekrystalizace .....	54
7.3.2	Sekundární rekrystalizace .....	55
7.3.3	Kinetika rekrystalizace .....	55
<b>8</b>	<b>FAKTORY OVLIVŇUJÍCÍ REKRYSALIZACI.....</b>	<b>57</b>
<b>8.1</b>	<b>Materiálové faktory.....</b>	<b>57</b>
8.1.1	Druh materiálu.....	57
8.1.2	Čistota materiálu.....	57
8.1.3	Vliv precipitace.....	58
8.1.4	Velikost zrna.....	59
<b>8.2</b>	<b>Parametry deformace .....</b>	<b>59</b>
8.2.1	Velikost deformace.....	59
8.2.2	Teplota deformace .....	60
8.2.2.1	Dynamické zotavení.....	60
8.2.2.2	Dynamická rekrystalizace .....	60
	<b>EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST.....</b>	<b>61</b>
<b>9</b>	<b>VÝROBA VZORKŮ PRO EXPERIMENT .....</b>	<b>61</b>
9.1.1	Parametry polotovaru: .....	61
<b>9.2</b>	<b>Pěchování vzorků .....</b>	<b>62</b>
9.2.1	Varianty pěchování.....	62
9.2.2	Parametry pěchování: .....	63
<b>9.3</b>	<b>Tepelné zpracování .....</b>	<b>64</b>
9.3.1	Parametry tepelného zpracování .....	64
<b>10</b>	<b>ZKOUŠKA TAHEM .....</b>	<b>65</b>

<b>10.1</b>	<b>Vyhodnocení zkoušky tahem .....</b>	<b>66</b>
10.1.1	Zkouška tahem – lisovaný polotovar .....	66
10.1.2	Zkouška tahem – HCM polotovar.....	68
10.1.3	Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – zkouška tahem .....	69
<b>11</b>	<b>VYHODNOCENÍ MAKROSTRUKTURY.....</b>	<b>72</b>
<b>11.1</b>	<b>Makrostruktura – lisovaný polotovar.....</b>	<b>73</b>
<b>11.2</b>	<b>Měření tloušťky hrubozrnné vrstvy – lisovaný polotovar .....</b>	<b>75</b>
<b>11.3</b>	<b>Makrostruktura – HCM polotovar .....</b>	<b>77</b>
<b>12</b>	<b>PŘÍPRAVA METALOGRAFICKÝCH VÝBRUSŮ.....</b>	<b>79</b>
<b>12.1</b>	<b>Řezání vzorků .....</b>	<b>79</b>
<b>12.2</b>	<b>Lisování metalografických vzorků .....</b>	<b>80</b>
<b>12.3</b>	<b>Broušení.....</b>	<b>80</b>
<b>12.4</b>	<b>Leštění.....</b>	<b>81</b>
<b>12.5</b>	<b>Leptání.....</b>	<b>81</b>
<b>13</b>	<b>VYHODNOCENÍ MIKROSTRUKTURY .....</b>	<b>82</b>
<b>13.1</b>	<b>Hodnocení mikrostruktury v jádře vzorků .....</b>	<b>82</b>
13.1.1	Lisovaný polotovar – struktura v jádru (podélný řez).....	82
13.1.2	HCM polotovar – struktura v jádru (podélný řez).....	84
13.1.3	Lisovaný polotovar – struktura v jádru (příčný řez).....	86
13.1.4	HCM polotovar – struktura v jádru (příčný řez) .....	87
<b>13.2</b>	<b>Hodnocení rekrystalizovaného podílu v jádře .....</b>	<b>88</b>
13.2.1	Bodová metoda .....	89
13.2.2	Výsledky hodnocení rekrystalizovaného podílu .....	89
<b>13.3</b>	<b>Stanovení velikosti zrna v jádru.....</b>	<b>92</b>
13.3.1	Průsečiková metoda .....	92
13.3.2	Velikost zrna v jádru z lisovaného polotovaru.....	94
13.3.3	Velikost zrna v jádru z HCM polotovaru.....	96
13.3.4	Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – velikost zrna v jádru .....	98

<b>13.4</b>	<b>Hodnocení mikrostruktury na povrchu.....</b>	<b>99</b>
13.4.1	Lisovaný polotovar – struktura na povrchu (podélný řez) .....	99
13.4.2	Lisovaný polotovar – struktura na povrchu (příčný řez) .....	100
13.4.3	HCM polotvar – struktura na povrchu (podélný řez) .....	100
13.4.4	HCM polotvar – struktura na povrchu (příčný řez).....	102
<b>13.5</b>	<b>Stanovení velikosti zrna na povrchu.....</b>	<b>104</b>
<b>14</b>	<b>MĚŘENÍ TVRDOSTI .....</b>	<b>106</b>
14.1	Princip měření tvrdosti podle Vickerse .....	106
14.2	Měření tvrdosti – lisované polotovar .....	107
14.3	Měření tvrdosti – HCM polotvar .....	110
	<b>ZÁVĚR .....</b>	<b>113</b>
	<b>SEZNAM LITERATURY .....</b>	<b>115</b>
	<b>SEZNAM TABULEK.....</b>	<b>117</b>
	<b>SEZNAM OBRÁZKŮ .....</b>	<b>118</b>
	<b>PŘÍLOHA A – LISOVANÝ POLOTOVAR.....</b>	<b>123</b>
	<b>PŘÍLOHA B – HCM POLOTOVAR.....</b>	<b>137</b>

# Úvod

Ačkoliv hliník je třetím nejrozšířenějším prvkem v zemské kůře, výroba hliníku začala až v 19. století. V posledních desetiletích výroba a spotřeba hliníku neustále roste a nemá ve světě obdobu. Odpověď, proč roste výroba a spotřeba hliník, je potřeba hledat v jeho vlastnostech. Jedná se o velmi výhodnou kombinaci fyzikálních, mechanických, chemických a technologických vlastností.

V automobilovém průmyslu se klade velký důraz na snižování emisí a spotřeby paliva. Toho je množné dosáhnout snížením hmotnosti. Snižování hmotnosti se stalo velkým trendem dnešní doby. Z tohoto důvodu hliníkové slitiny částečně nahrazují slitiny železa. V automobilovém průmyslu se jedná nejčastěji a hliníkové slitiny Al-Mg-Si.

Tato diplomová práce je výsledkem spolupráce se společností Strojmetal Aluminium Forging s.r.o. Diplomová práce částečně navazuje na absolventskou práci Ing. Martina Vojny. Předchozí práce se zabývala vlivem mikrostruktury polotovaru na vlastnosti hliníkových slitin EN AW 6082 a EN AW 6110A. Polotovary, které byly sledovány, jsou vyráběny horizontálním kontinuálním litím (HCM) a průtlačným lisováním.

Předmětem této diplomové práce je sledování vlivu opakované deformace na rekrytalizaci slitiny EN AW 6082, která je dodána ve dvou různě vyrobených polotovarech. První se vyrábí průtlačným lisováním a druhý horizontálním kontinuálním litím (HCM). Tyto dva polotovary jsou pēchovány různými stupni deformace a část vzorků je deformována po dvou krocích. Po deformaci je následně část vzorků tepelně zpracována.

V teoretické části jsou popsány vlastnosti a rozdělení hliníku a jeho slitin, přičemž samostatná kapitola je věnovaná slitinám AlMgSi, mezi která slitina EN AW-6082 patří. Další část je věnovaná tepelnému zpracování hliníku a jeho slitin. Poslední část se zabývá zpevňovacím a odpevňovacím procesům.

V experimentální části je vyhodnocení makrostruktury pēchovaných vzorků. U protlačovaného polotovaru je měřena tloušťka hrubozrnné povrchové vrstvy. Dalším krokem je vyhodnocení mikrostruktury pēchovaných vzorků v oblasti jádra a na povrchu vzorku, a to v příčném a podélném směru. Posledním krokem je vyhodnocení mechanických vlastností – zkouškou tahem a tvrdostí s malým zatížením.

Cílem diplomové práce je hodnocení vlivu teploty a deformace na strukturu a mechanické vlastnosti slitiny EN AW 6082 ve formě protlačovaného a HCM polotovaru.

# 1 Hliník a jeho slitiny

## 1.1 Vlastnosti hliníku

Hliník má kubickou plošně středěnou mřížku K12. Vzhledem k této mřížce má hliník i jeho slitiny velmi dobré plastické vlastnosti, a to jak za tepla, tak i za studena. Jeho velkou výhodou je jeho nízká hustota. Pevnostní charakteristiky hliníku jsou z důvodu energie vazby mezi jeho atomy nízké. Je to z důvodu poměrně nízké teploty tání ( $T_t = 660,4 \text{ °C}$ ) a vysokého teplotního koeficientu délkové roztažnosti hliníku ( $\alpha = 24 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ). Díky velké koncentraci volných elektronů má rovněž velkou elektrickou ( $\lambda_e = 38 \text{ MS} \cdot \text{m}^{-1}$ ) a tepelnou ( $\lambda_t = 247 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ) vodivost. Přehled fyzikálních vlastností je zobrazen v Tab. 1. [1] [3] [4]

Tab. 1 Vybrané fyzikální vlastnosti hliníku [1]

Vlastnosti	Jednotky	Hodnoty
Mřížka	-	K12
Parametr mřížky a	[nm]	0,404958
Hustota při 20 °C	[g.cm <sup>-3</sup> ]	2,6989
Teplota tavení	[°C]	660,4
Teplota varu	[°C]	2494
Tepelná vodivost při 25°C	[Wm <sup>-1</sup> ].	247
Elektrická vodivost, Al 99,999+	% ICAS	65 - 66
Elektrická vodivost, Al 99,8	% ICAS	62
Objemová změna při krystalizaci	%	6,5
Elektrický odpor (Al 99,999+ při 20 °C)	nΩ.m	26,2
Elektrický odpor (Al 99,98+ při 20 °C)	nΩ.m	26,55

Poměrně nízké pevnostní charakteristiky jsou způsobeny malou energií vazby mezi atomy hliníku. Tato energie je posuzována podle nízké teploty tavení a poměrně vysokého teplotního koeficientu délkové roztažnosti. Pevnostní charakteristiky velmi ovlivňují legující prvky. [5]

Ačkoliv hliník patří mezi neušlechtilé kovy, má velmi dobrou korozivzdornost. Příčinou je skutečnost, že hliník na vzduchu vytváří tenkou a kompaktní vrstvu oxidu hlinitého, který brání dalšímu působení kyslíku a tím korozi (tzv. pasivace).



## 1.2 Vliv legujících prvků

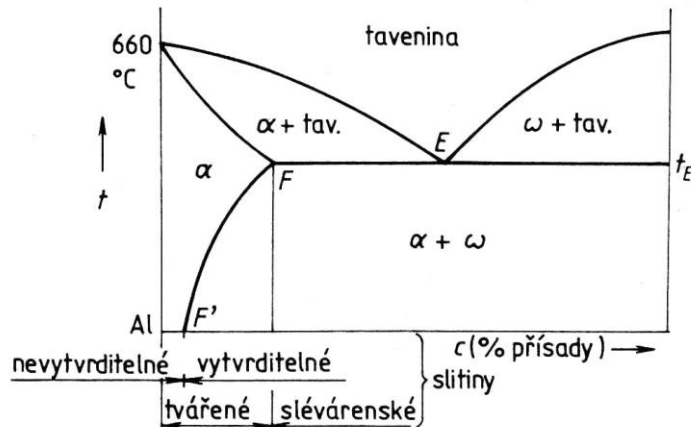
Vlastnosti hliníku je možné ovlivnit pomocí legujících prvků. Ve slitinách jsou nejčastějšími přidávanými prvky hořčík, mangan, měď, zinek, křemík, železo a nikl. Tyto prvky mají ve slitině hliníku tyto vlivy:

- Hořčík (Mg) se spolupodílí na vzniku vytvrzovacích fází, čímž se zvyšují pevnostní vlastnosti slitiny. Zvyšuje odolnost proti korozi.
- Mangan (Mn) zvyšuje pevnost, tvařitelnost, zvyšuje teplotu rekrystalizace a odolnost proti korozi. Dalším jeho efektem je zjemnění zrna. Mangan blokuje růst zrn v případě jeho vyloučení ve formě disperzních precipitátů.
- Měď (Cu) je legována za účelem zvýšení pevnostních vlastností pomocí vytvrzování. Snižuje však tvařitelnost a odolnost proti korozi.
- Zinek (Zn) je legován za účelem zvýšením pevnostních vlastností pomocí vytvrzování. Avšak snižuje tvařitelnost a odolnost proti korozi.
- Křemík (Si) zvyšuje pevnost tuhého roztoku a mírně také odolnost proti korozi.
- Železo (Fe) zvyšuje pevnost a zlepšuje tvárnost, ale zhoršuje houževnatost a odolnost proti korozi.
- Nikl (Ni) je legován za účelem zvýšení pevnostních vlastností za vyšších teplot, snížení koeficientu teplotní roztažnosti a zlepšení odolnosti proti korozi.

Kromě těchto nejběžnějších legur se přidávají další doprovodné prvky v malých koncentracích jako je titan, chrom, molybden vanad a olovo. [1] [3] [15]

## 1.3 Rozdělení hliníkových slitin

Hliníkové slitiny je možné rozdělovat podle fázového diagramu s legujícím prvkem. Pro jednoduchost je na obr. 1 znázorněn binární diagram, avšak pro slitiny s více legujícími prvky je nutné použít vícesložkové diagramy, například pro dva legující prvky se používá diagram ternární. Slitiny hliníku je možné dělit ze dvou hledisek, a to možnost tepelného zpracování a z hlediska jejich aplikace. [8] [12]



Obr. 1 Rozdělení hliníkových slitin [7]

Prvním dělením z hlediska možnosti tepelného zpracování je schopnost vytvrzování. Podle schopnosti vytvrzování se slitiny dělí na **vytvrditelné** a **nevytvrditelné**. Podle obr. 1 musí vytvrditelná slitina obsahovat dostatečné množství legujícího prvku (prvků), aby bylo možné precipitáty rozpustit v tuhém roztoku  $\alpha$ . Vytvrditelné slitiny se nacházejí v binárním diagramu (obr. 1) mezi body  $F'$  a  $F$ . Nevytvrditelné slitiny se nacházejí mezi čistým hliníkem a bodem  $F'$ . [5]

Druhým dělením je jejich aplikace. Slitiny dělí na **tvářené** a **slévárenské**. U slitin tvářených je žádoucí, aby při tváření v jejich mikrostruktuře převládal plastický tuhý roztok  $\alpha$ . V binárním diagramu (obr. 1) se nacházejí mezi čistým hliníkem a bodem  $F$ . Od bodu  $F$  dále jsou tyto slitiny označovány jako slévárenské. Slévárenské slitiny obsahují větší množství legujících prvků, což vede obvykle ke tvorbě tvrdých a křehkých fází zhoršujících tvařitelnost. Pro zlepšení slévárenskosti je žádoucí, aby vznikalo eutektikum. [5] [8]

V tab. 2 je znázorněno do jakého množství legujících prvků se slitiny používají pro tváření a slévání.

Tab. 2 Maximální obsahy legujících prvků [14]

Legující prvek	Tvářené slitiny [%]	Slévárenské slitiny [%]
Cu	do 6	do 12
Mg	do 8	do 11
Mn	do 2	do 2
Si	do 1	do 25
Zn	do 8	do 6
Fe	do 0,5	do 1,6
Ni	do 2	do 2

Podle hlediska jejich aplikace jsou v podkapitole 1.4 popsány a charakterizovány slévárenské slitiny hliníku a v podkapitole 1.5 jsou popsány a charakterizovány tvářené slitiny hliníku.

## 1.4 Slévárenské slitiny hliníku

Slévárenské slitiny mají vyšší obsah legujících prvků jako například křemík, hořčík, měď, mangan, nikl a podobně. V porovnání s tvářenými slitinami mají z důvodu vyššího množství legur a vytváření většího objemového podílu křehkých fází nižší mechanické vlastnosti. Slévárenské slitiny hliníku mají oproti jiným kovům řadu výhod. Mezi tyto výhody se řadí dobrá slévateľnost, nízká teplota tavení, malý interval krystalizace, dobrá chemická stabilita (odolnost proti korozi) či dobré povrchové vlastnosti. [1] [3]

Slévárenské slitiny hliníku se značí podle normy ČSN EN 1706. Rozdělení slévárenských slitin je znázorněno v tab. 3. Příklad jejího značení je znázorněn na slitině EN AC-21000.

Jednotlivé části označení následují v pořadí:

- předpona EN (evropská norma)
- písmeno A určuje hliník
- písmeno C určuje odlitky
- spojovací čárka
- pět číslic označuje chemické složení

Tab. 3 Rozdělení hliníkových slévárenských slitin podle ČSN EN 1706 [1]

Hlavní legující prvek	Označení série
Al minimálně 99,00 % a více	10000
Slitina AlCu	20000
Slitina AlMn	30000
Slitina AlSi	40000
Slitina AlMg	50000
Slitina AlMgSi	60000
Slitina AlZn	70000
Slitina Al s různými prvky	80000

V následujících podkapitolách jsou, podle ASM (ASM International–The Materials Information Society), popsány základní typy slévárenských slitin. [1]

### **1.4.1 Slévárenské slitiny typu Al – Si**

Slitiny typu Al – Si se označují jako siluminy. Jsou používány na základě jejich dobrých slévárenských vlastností a odolnosti vůči korozi. Obvyklý obsah křemíku se pohybuje mezi 5 – 13 %. Nevýhodou těchto slitin jsou nízké pevnostní a plastické vlastnosti, a to z důvodu velkých krystalů křemíku v podobě jehlic. Tyto vlastnosti je možné zvýšit takzvanou modifikací. Modifikace je přidávání např. sodíku do taveniny. Pomocí modifikace sodíkem se křemík vylučuje v jemné globulární formě. V případě legování hořčíkem je možné tyto slitiny tepelně zpracovat. [1] [9]

### **1.4.2 Slévárenské slitiny typu Al – Cu**

Slitiny na bázi Al – Cu se vyznačují oproti slitinám Al – Si vyššími pevnostními vlastnostmi, a to jak při teplotě okolí, tak i v případě zvýšených teplot. Vyznačují se také dobrou otěruvzdorností. Tyto slitiny je možné tepelně zpracovávat. Oproti tvářeným slitinám jsou doby výdrže tepelného zpracování mnohonásobně vyšší. U rozpouštěcího žihání se uvádí výdrž na teplotě okolo 515 °C a doba výdrže na teplotě minimálně 10 hodin. Jejich nevýhodou jsou horší slévárenské vlastnosti, nízká korozní odolnost nebo náchylnost ke vzniku trhlin za tepla. [1] [9]

### **1.4.3 Slévárenské slitiny Al – Cu – Si**

Tyto slitiny jsou hojně používané. Přidáním křemíku se oproti slitinám Al – Cu zlepšují slévárenské vlastnosti. Naproti tomu při legování křemíkem se snižují pevnostní vlastnosti. Slitiny, které obsahují více než 3 % mědi, jsou tepelně zpracovatelné. Obvykle se tepelně zpracovávají jen slitiny, které jsou navíc legovány hořčíkem. V případě, že je požadováno, aby slitina měla nízký koeficient teplotní roztažnosti, přidává se více než 10 % křemíku. Pro dobré otěruvzdorné vlastnosti mohou slitiny obsahovat až 22 % křemíku. [1] [9]

### **1.4.4 Slévárenské slitiny Al – Mg**

Tyto slitiny se vyznačují poměrně dobrými mechanickými vlastnostmi. Se zvyšujícím obsahem hořčíku se zvyšují pevnostní vlastnosti, přesto plastické vlastnosti klesnou relativně málo. Mají vysokou odolnost proti korozi, a to především v mořské vodě. Jsou dobře svařovatelné a obrobitelné. Při použití v architektuře je lze eloxovat.

Nevýhodou těchto slitin je špatná slévatelnost a náchylnost hořčíku během tavení k oxidaci. U těchto slitin se tepelné zpracování neprovádí za účelem precipitačního zpevnění, ale za účelem zvýšení korozivzdornosti. [1] [9]

#### **1.4.5 Slévárenské slitiny Al – Zn – Mg**

Pro tyto slitiny jsou typické dobré pevnostní vlastnosti již v litém stavu. Mají dobrou odolnost vůči korozi, avšak ne při korozi za napětí. V porovnání se slitinami Al – Cu není při rozpouštěcím ohřevu nutné tak rychlé ochlazování a maximálních pevnostních vlastností je možné dosáhnout po 20 až 30 dnech přirozeného stárnutí. Nevýhodou je špatná slévatelnost a náchylnost k tvorbě trhlin za tepla. [1]

#### **1.4.6 Slévárenské slitiny Al – Sn**

Tyto slitiny obsahují přibližně 6 % cínu a malé množství mědi a niklu, které jsou přidávány za účelem zvýšení pevnostních vlastností. Tyto slitiny jsou určeny pro výrobu kluzných ložisek. Jejich problémem je velký interval krystalizace a možnost segregace částic cínu. [1]

### **1.5 Tvářené slitiny hliníku**

Podle obr. 1 jsou vhodné slitiny hliníku ty, kterými se ohřevem pohybují v diagramu v oblasti plastického tuhého roztoku  $\alpha$ . Vytvrditelné slitiny obsahují při teplotě okolí ve struktuře precipitáty. [3]

Tvářené slitiny hliníku se značí pomocí normy ČSN EN 573-1. Rozdělení tvářených slitin je znázorněno v tab. 4. Příklad značení je uveden na hodnocené slitině EN AW-6082.

Jednotlivé části označení následují v pořadí:

- předpona EN (evropská norma)
- písmeno A určuje hliník
- písmeno W určuje tvářené výrobky
- spojovací čárka
- čtyři číslice označují chemické složení

Tab. 4 Rozdělení hliníkových tvářených slitin podle ČSN 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

Podle tab. 4 jsou v následujících podkapitolách popsány tvářené slitiny hliníku.

### 1.5.1 Série 1000

Obsahuje hliník minimální čistoty 99 %. Tyto slitiny se používají tam, kde jsou požadovány vysoké hodnoty fyzikálních vlastností – vysoká elektrická a tepelná vodivost a vysoká odolnost proti korozi. Použití takových slitin je vhodné v elektrotechnickém a chemickém průmyslu, energetice, architektuře nebo v obalové technice. [1]

### 1.5.2 Slitiny série 2000

Tyto slitiny se nazývají duraly. Hlavním legujícím prvkem je měď a sekundárním hořčík. Slitiny jsou dobře tepelně zpracovatelné. V tomto stavu můžeme u těchto slitin dosáhnout maximálních pevnostních vlastností. Jejich problémem je však špatná odolnost proti korozi. Abychom zlepšili odolnost proti korozi, tak se plechy ze série 2000 mohou plátovat fóliemi z hliníku vysoké čistoty nebo některou ze slitin série 6000. [1] [3]

### 1.5.3 Slitiny série 3000

Slitiny nejsou tepelně zpracovatelné z důvodu malé rozpustnosti manganu. Zvýšení mechanických vlastností o 20 % proti sérii 1000 můžeme dosáhnout přidáním do 1,5 % manganu. Tyto slitiny se používají zejména jako výměníky tepla a v architektuře. [1] [3]

### 1.5.4 Slitiny série 4000

Slitiny nejsou většinou tepelně zpracovatelné. Slitiny s vysokým obsahem křemíku (do 12 %) se používají při sváření jako svářecí dráty. [1]

### **1.5.5 Slitiny série 5000**

Hlavním legujícím prvkem je hořčík. Tyto slitiny se vyznačují velmi dobrými plastickými vlastnostmi a dobrou svařitelností. Mají vysokou odolnost proti korozi v mořské vodě či ve vlhkém vzduchu. Tyto slitiny se nevytvrzují, protože zvýšení pevnosti je malé a je provázeno velkým snížením tažnosti. Proto zvýšení pevnostních vlastností je možné pouze plastickou deformací. Použití těchto slitin je vhodné v potravinářském průmyslu, lodní dopravě či v architektuře. [1] [9]

### **1.5.6 Slitiny série 6000**

Slitina EN AW 6082, která je sledovanou slitinou této diplomové práce, se řadí mezi slitiny série 6000. Slitinám série 6000 je věnovaná samostatná kapitola 2.

### **1.5.7 Slitiny série 7000**

Hlavním legujícím prvkem je zinek v množství 1-8 %. Dalšími legujícími prvky jsou hořčík, měď a chrom. Při maximálních mechanických vlastnostech mají slitiny velmi špatnou odolnost proti korozi. Odolnost proti korozi jde ovšem tepelným zpracováním T7 (zpracováno rozpouštěcím žiháním a uměle opakovaně zestárnuto) zvýšit za snížení hodnot pevnostních vlastností. Tyto slitiny nejsou citlivé na rychlost ochlazování z teplot 450 – 500 °C na mechanické vlastnosti. Díky tomu jsou ideální pro sváření. Použití těchto slitin je zejména v automobilovém a leteckém průmyslu. [1] [9]

## 2 Hliníkové slitiny série 6000

Hlavními legujícími prvky série patří hořčík a křemík. Tyto slitiny disponují výbornou tvářitelností a svařitelností, výbornou odolností proti korozi či dobrou obrobitelností. Používají se jako součástky v dopravních prostředcích, v konstrukcích mostů, v architektuře nebo u sportovního náčiní. [1]

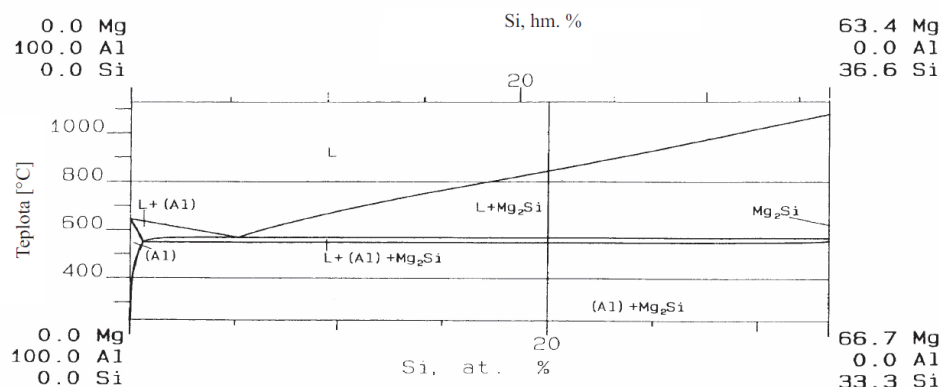
### 2.1 Systém hliník – hořčík – křemík

Ternární systém Al – Mg – Si se řadí mezi jednodušší ternární diagramy. Tuhý roztok hliníku se nachází v rovnováze s fází  $Mg_2Si$ . Díky této fázi jsou tyto slitiny tepelně zpracovatelné a z pohledu mechanických vlastností záleží na množství fáze  $Mg_2Si$ . V tomto systému, Al – Mg – Si, nebyly zjištěny žádné jiné ternární fáze. Stabilní fáze tohoto systému jsou uvedeny v tab. 5. Křemík se vyskytuje v ternárních rovnováhách v elementární formě. [1]

Tab. 5 Tuhé fáze vyskytující se v systému Al - Mg - Si [1]

Označení	$\beta$	$\epsilon$	$\zeta$		
Fáze	$Al_3Mg_2$	$Al_{30}Mg_{23}$	$Al_{12}Mg_{17}$	$Al_5Mg_4$	$Mg_2Si$
T [°C]	< 450	450÷370	< 460		< 1085

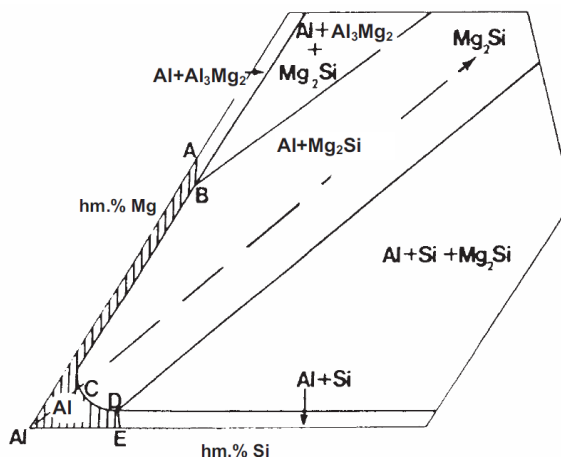
Protože ternární systém Al – Mg – Si patří mezi jednodušší, je možné použít pseudobinární diagram Al –  $Mg_2Si$ . Ten získáme kvazibinárním řezem systému Al – Mg – Si, který je na obr 2. Pomocí tohoto kvazibinárního řezu je jasně vidět změna rozpustnosti fáze v tuhém roztoku.



Obr. 2 Kvazibinární řez systémem Al – Mg – Si k Al –  $Mg_2Si$  [1]



Na obr. 3 je znázorněn izotermický řez Al – Mg – Si za normální teploty, kde jsou vyznačeny oblasti jednotlivých fází. Při pokojové teplotě jsou všechny fáze s  $Mg_2Si$  v rovnováze.



Obr. 3 Oblasti jednotlivých fází v systému Al – Mg – Si za normální teploty [1]

Atomy hořčíku (Mg) a křemíku (Si) v roztoku hliníku se snaží tvořit precipitáty fáze  $Mg_2Si$ . Maximální rozpustnost fáze  $Mg_2Si$  je 1,85 % při teplotě 595 °C. Ve fázi  $Mg_2Si$  je hořčík a křemík v poměru 1,73:1. Pokud obsah Si je vyšší než poměr koncentrací  $Mg:Si = 1,73$ , rozpustnost fáze  $Mg_2Si$  se v tuhém roztoku hliníku snižuje. Vzájemný poměr mezi hořčíkem a křemíkem je pro vlastnosti slitin důležitější než skutečný obsah obou prvků. [1]

V tab. 6 jsou znázorněny teoreticky možná eutektika ve slitinách Al – Mg – Si. Z koncentrací, které jsou nutné k vytvoření těchto eutektik je patrné, že k tomu, aby vznikla jiná eutektika, než je Al –  $Mg_2Si$ , je nutná vysoká koncentrace prvků. To znamená, že ani při vysoké krystalizační rychlosti ke vzniku jiných eutektik ani nedojde. [1]

Tab. 6 Možná eutektika ve slitinách Al – Mg – Si a obsah prvků v jednotlivých eutektikách [1]

Eutektikum	Al	Cu	Fe	Mg	Si	Teplota tavení [°C]
Al- $Mg_2Si$	87.1	-	-	8.15	4.75	595
Al-Si	87.5	-	-	-	12.5	577
Al- $Mg_2Si$ -Si	82.0	-	-	5.00	13.0	550
Al- $Mg_2Si$ -(FeMn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> Al <sub>8</sub> -Si	82.0	0.5 Mn	0.5	5.00	12.0	≈ 550
Al- $Mg_2Si$ -FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> Al <sub>8</sub> -Si	82.05	-	0.15	4.90	12.9	549
Al- $Mg_2Si$ -(CrFe) <sub>4</sub> Si <sub>4</sub> Al <sub>13</sub> -Si	82.0	0.5 Cr	0.5	5.0	12.0	≈ 550
Al-CuAl <sub>2</sub> - $Mg_2Si$	62.3	31.5	-	3.9	2.3	515
Al-Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> Al <sub>5</sub> -CuAl <sub>2</sub> -Si	63.8	28.0	-	2.2	6.0	507
Al- $Mg_2Si$ -Mg <sub>5</sub> Al <sub>8</sub>	67.6	-	-	32.0	0.4	449

## 2.2 Legující prvky slitin série 6000

V tab. 7 jsou znázorněny intervaly legujících prvků, které se objevují u hliníkových slitin série 6000 určených pro tvářeni.

Tab. 7 Intervaly legujících prvků pro tvářené slitiny série 6000 [1]

Legující prvek	Množství [%]
Mg	0,2 - 1,5
Si	0,2 - 2,0
Mn	0,0 - 1,5
Cr	0,0 - 0,5
Cu	0,0 - 2,0
Zn	0,0 - 2,5
B	0,0 - 0,3
Ti	0,0 - 0,3
Zr	0,0 - 0,3
Pb	0,0 - 1,0
Bi	0,0 - 1,0
Sn	0,0 - 1,0

V následujícím přehledu je popsán vliv přidavných legujících prvků pro sérii 6000. [1] [15] [17]

- Bór (B) způsobuje zjemnění struktury.
- Bismut (Bi) je přidáván za účelem lepší mechanické obrobiteľnosti.
- Chrom (Cr) je přidáván za účelem ztížení procesu rekrystalizace a snižují kritickou ochlazovací rychlost.
- Měď (Cu) je přidávána za účelem zvýšení pevnostních vlastností.
- Mangan (Mn) má mnoho příznivých vlivů. Zvyšuje pevnostní vlastnosti, zvyšuje teplotu rekrystalizace, zjemňuje zrno.
- Olovo (Pb) je přidáván za účelem lepší obrobiteľnosti
- Cín (Sn) zvyšuje pevnostní vlastnosti a zrychluje proces stárnutí.
- Titan (Ti) je přidáván spolu s bórem za účelem zjemnění struktury. Vznikají jemné intermetalické fáze  $TiB_2$  a to již v průběhu rekrystalizace.
- Zinek (Zn) zvyšuje pevnostní vlastnosti.
- Zirkonium (Zr) vytváří jemné precipitáty, které blokují procesy zotavení a rekrystalizace.

Podle množství hořčíku a křemíku a jejich vzájemného poměru, je možné dělit do tří skupin.

V první skupině celkové množství křemíku a hořčíku nepřesahuje 1,5 %. Tyto dva hlavní prvky jsou v rovnovážném poměru  $Mg:Si = 1,73$  nebo s mírným přebytkem křemíku. Do první skupiny se řadí slitiny 6082, která je předmětem této diplomové práce. Další typickou slitinou je 6063, která se používá se pro výrobu protlačovaných profilů v architektuře. Výhodou této slitiny je, že při rozpouštěcím žíhání stačí teplota jen něco přes 500 °C a má nízkou citlivost na kritickou ochlazovací rychlost při ochlazování. To znamená, že je možné nechat slitinu po rozpouštěcím žíhání chladit na vzduchu. Dosahuje dobré pevnosti a tažnosti a výborné korozivzdornosti. [15]

Druhá skupina obsahuje 1,5 % a více hořčíku. Přebytek hořčíku způsobuje lepší odolnost proti korozi, ale zhoršuje tvařitelnost oproti slitinám s přebytkem křemíku. Kromě křemíku se přidávají další prvky jako například měď. Měď zvyšuje pevnost při tepelném zpracování. Prvky jako mangan, chrom a zirkon jsou používány pro získání jemnozrnné struktury. Typickou slitinou je slitina 6061, která dosahuje o 70 MPa vyšší pevnost než první skupina. Avšak na rozdíl od první skupiny je teplota rozpouštěcího žíhání vyšší a je citlivější na kritickou ochlazovací teplotu. To znamená, že je tyto slitiny potřeba chladit ve vodě. [1] [15]

Třetí skupina obsahuje větší množství fáze  $Mg_2Si$  než první dvě skupiny se značným přebytkem křemíku. Přebytek křemíku zvyšuje pevnost slitiny, která obsahuje 0,8 %  $Mg_2Si$  o 70 MP, avšak zhoršuje svařitelnost oproti slitinám s přebytkem hořčíku. Větší přebytek než 0,2 % křemíku už není výhodný. Přebytek křemíku ovšem způsobuje to, že křemík se vylučuje po hranicích zrn a způsobuje lom po hranicích zrn během tepelného zpracování. Přebytek hořčíku je výhodný pouze pokud obsah fáze  $Mg_2Si$  je nízký, protože hořčík snižuje rozpustnost  $Mg_2Si$ . Přidáním manganu, chromu a zirkonia se zabraňuje rekrystalizaci. Běžnými slitinami jsou 6009, 6010 a 6351. Přidáním olova a bismutu se zlepšuje obrobiteľnosť. [15]

## 2.3 Slitina EN AW 6082

Hlavními legujícími jsou křemík, hořčík a mangan. Chemické složení slitiny je v tab. 8 podle normy EN 573.

Tab. 8 Chemické složení slitiny EN AW 6082 v hm. % podle materiálového listu normy EN 573

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Jiné	Al
0,7-1,3	0,50	0,10	0,4-1,0	0,6-1,2	0,25	0,20	0,10	0,15	Zbytek

Tato slitina je díky kombinaci dobré pevnosti a nízké hmotnosti hojně používaná v lehkých konstrukcích. Po tepelném zpracování je hodnota meze kluzu na úrovni oceli S235. Další vlastnostmi této slitiny jsou dobrá tvařitelnost, dobrá svařitelnost všemi běžnými postupy svařování, je vhodná pro třískové obrábění a má výbornou odolnost proti korozi, a to i v mořském prostředí. Odolnost proti korozi lze ještě zlepšit anodickou oxidací. Tato slitina se používá ve strojírenství, automobilovém průmyslu, stavebním průmyslu nebo u komponentů do hydraulických a pneumatických zařízení. [22]

V tab. 9 jsou znázorněny mechanické vlastnosti v závislosti na způsobu tepelného zpracování. 0 je žíhaný stav, T4 je po přirozeném stárnutí a T6 po umělém stárnutí.

Tab. 9 Mechanické vlastnosti slitiny EN AW 6082 podle tepelného zpracování (tyče o průměru do 80 mm) podle materiálového listu normy EN 573

Stav	0	T4	T6
R <sub>p</sub> 0,2 [MPa]	max. 110	110	255
R <sub>m</sub> [MPa]	max. 160	205	310
A [%]	13 (15)	12 (14)	9 (10)

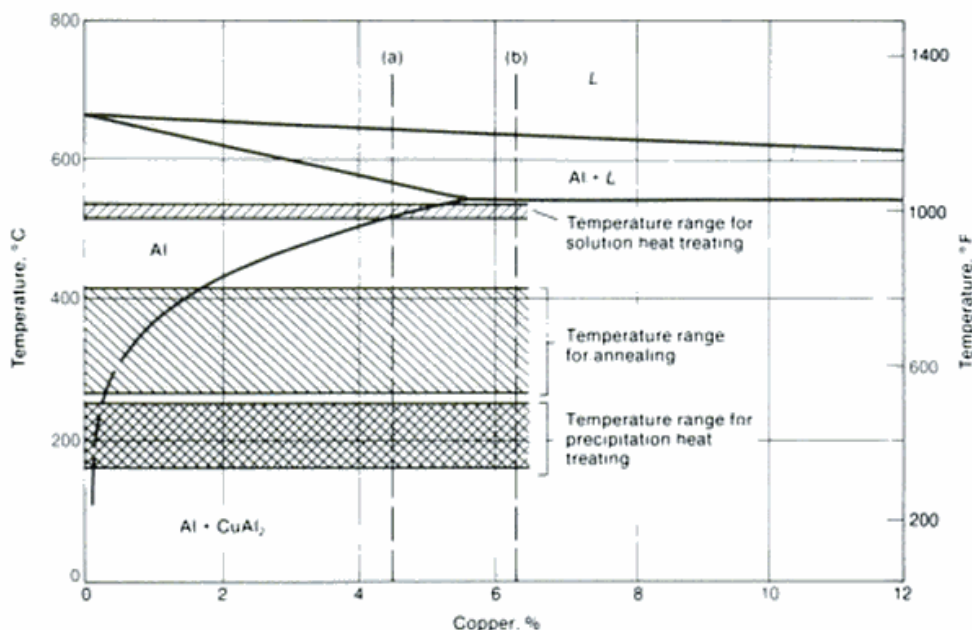
### 3 Tepelné zpracování

Mezi tepelným zpracováním slitin pro tváření a slévání není zásadní rozdíl, pouze u slévárenských slitin jsou doby tepelného zpracování mnohem delší. Podle normy ČSN 42 0056 lze tepelné zpracování hliníku a jeho slitin definovat jako: „*Pochod, při kterém jsou výrobek nebo jeho část v tuhém stavu podrobeny jednomu nebo více žihacím cyklům za účelem dosažení požadované struktury/substruktury a vlastností*“ [1]

Tepelné zpracování hliníku je možné rozdělit do dvou skupin:

- Žihání
- Vytvrzování

Na obr. 4 je část diagramu Al-Cu, na kterém jsou vyznačeny oblasti tepelného zpracování Al-Cu slitin. První oblast nahoře (šrafována zprava doleva) je znázornění rozmezí teplot pro rozpouštěcí žihání. Druhá oblast uprostřed (šrafována zleva doprava) je znázorněním rozmezí teplot pro žihání. Třetí oblast dole (šrafována křížem) je znázorněním rozmezí teplot pro precipitační vytvrzování.



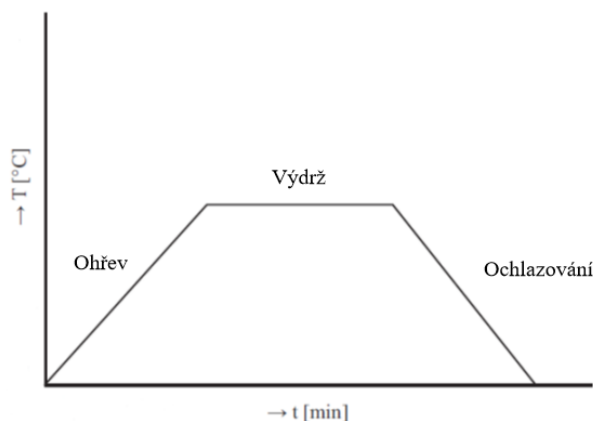
Obr. 4 Rozsahy teplot tepelného zpracování pro žihání, precipitační vytvrzování a rozpouštěcí žihání [15]

### 3.1 Žihání

Žihání je druhem tepelného zpracování, jehož cílem je získání stavu materiálu, který je blízký rovnovážnému stavu. Proces žihání je znázorněn na obr. 5. Znázorňuje závislost teploty výrobku na čase.

Proces žihání se skládá ze tří částí – ohřev, výdrž a ochlazování (obr. 5). Průběh žihání je závislý především na chemickém složení slitiny a druhu žihání. [1] [9]

- Ohřev je proces, při kterém se zvyšuje teplota výrobku na teplotu žihání. Rychlost ohřevu charakterizuje vzrůst teploty v závislosti na čase.
- Výdrž je procesem probíhajícím při požadované teplotě žihání po dobu, která je nutná k provedení požadovaných změn v materiálu výrobku.
- Ochlazování je proces, při kterém se snižuje teplota výrobku z teploty žihání. Rychlost ochlazování charakterizuje pokles teploty v závislosti na čase.

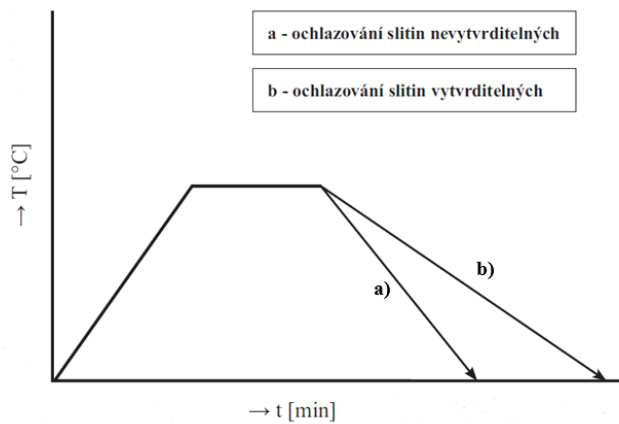


Obr. 5 Žihací cyklus [1]

#### 3.1.1 Rekrystalizační žihání

Rekrystalizační žihání je tepelné zpracování, které se používá u výrobků, které se tváří za studena. Deformovaná nerovnovážná struktura se mění na novou rekrystalizovanou rovnovážnou strukturu. Cílem je pomocí tohoto žihání zjemnit strukturu a změnit vlastnosti kovu. Rekrystalizačním žiháním se pevnostní vlastnosti snižují, naopak se zvyšuje tažnost a plastické vlastnosti původně deformovaného materiálu. V praxi se nejběžněji používají teploty v rozmezí 250 – 500 °C, doba žihání se pohybuje v řádech hodin, u vytvrditelných slitin se pohybuje mezi 2 – 3 hodinami.

Teplota žhání záleží na velikosti deformace, s rostoucí deformací klesá teplota rekrytalizace a zmenšuje se velikost zrna, a na chemickém složení slitiny. [1] [9] [15]



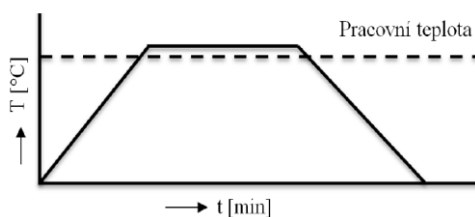
Obr. 6 Schéma rekrytalizačního žhání [1]

Při ochlazování slitiny z teploty žhání je nutné rozlišit, zda se jedná o slitinu vytvrditelnou nebo nevytvrditelnou (obr. 6). Nevytvrditelné slitiny mohou být po skočení rekrytalizace ochlazovány na vzduchu. U vytvrditelných slitin je nutné, aby byly ochlazovány pomalu. A to z toho důvodu, že pokud by byly ochlazovány na vzduchu, tak by mohlo dojít k částečnému přesycení tuhého roztoku. Tím by vznikl nerovnovážný stav a zvýšení pevnostních vlastností na úkor plastických vlastností. [1] [15]

Princip odpeňovacích procesů, které se při tomto žhání uplatňují, jsou popsány v samostatné kapitole 7.

### 3.1.2 Stabilizační žhání

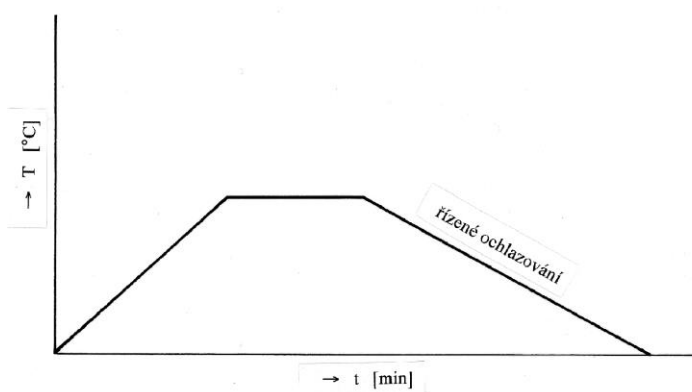
Stabilizační žhání je tepelné zpracování, které se nejvíce používá u odlitků. Cílem tohoto žhání je stabilizovat strukturu, mechanické, fyzikální, chemické vlastnosti a rozměry výrobků. Stabilizační žhání se v praxi používá v případech, kdy slitina pracuje za zvýšených teplot. Proto teplota stabilizačního žhání je vyšší, než při jaké teplotě daný výrobek pracuje (obr. 7). Obvykle se žhací teplota pohybuje v rozmezí 240 – 350 °C. [1] [9]



Obr. 7 Schéma stabilizačního žhání [1]

### 3.1.3 Žihání ke snížení pnutí

Žihání ke snížení pnutí je tepelné zpracování, které se používá u odlitků nebo výrobků tvářených za studena. Cílem toho žihání je snížení vnitřních pnutí při tuhnutí odlitků či odstranění deformačního zpevnění. Teplota tohoto žihání se volí pod rekrytalizační teplotou, kde se uplatní pouze proces zotavení. V praxi se obvykle teplota žihání pohybuje v rozmezí 300 – 400 °C. Následuje řízené ochlazování, aby nedošlo ke vzniku vnitřních pnutí a ke vzniku přesyceného roztoku. (obr. 8) [1] [15]



Obr. 8 Schéma žihání ke snížení pnutí [1]

### 3.1.4 Žihání s částečnou rekrytalizací

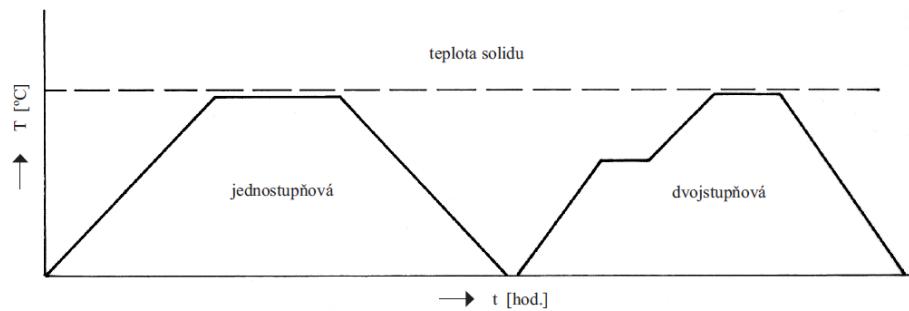
Žihání s částečnou rekrytalizací je tepelné zpracování, které se používá u výrobků tvářených za studena u nevytvrditelných slitin. Cílem tohoto žihání je vznik částečně rekrytalizované struktury, kde je kromě rekrytalizovaných zrn určitý podíl tvářené struktury. Mechanické vlastnosti závisí na podílu rekrytalizované struktury vůči deformačně zpevněné struktuře. V praxi se používají stejné teploty jako je tomu u rekrytalizačního žihání, tj. 250 – 500 °C, avšak čas žihání tak, aby nedošlo k úplné rekrytalizaci. [1] [15]

### 3.1.5 Homogenizační žihání

Homogenizační žihání je tepelné zpracování, které se používá u odlitků. Cílem tohoto žihání odstranění nebo snížení heterogenity, které vzniká tuhnutím, pomocí difúzních procesů. Teploty, které se používají při homogenizačním žihání jsou vysoké, blízké teplotě solidu. Doba homogenizačního žihání je nejdelší z tepelných zpracování. Doba žihání závisí na chemickém složení slitiny a její struktury. Z důvodu lepší



homogenizace se v praxi používá dvojstupňová homogenizace, která probíhá při dvou různých teplotách (obr. 9).



Obr. 9 Schéma homogenizačního žíhání [1]

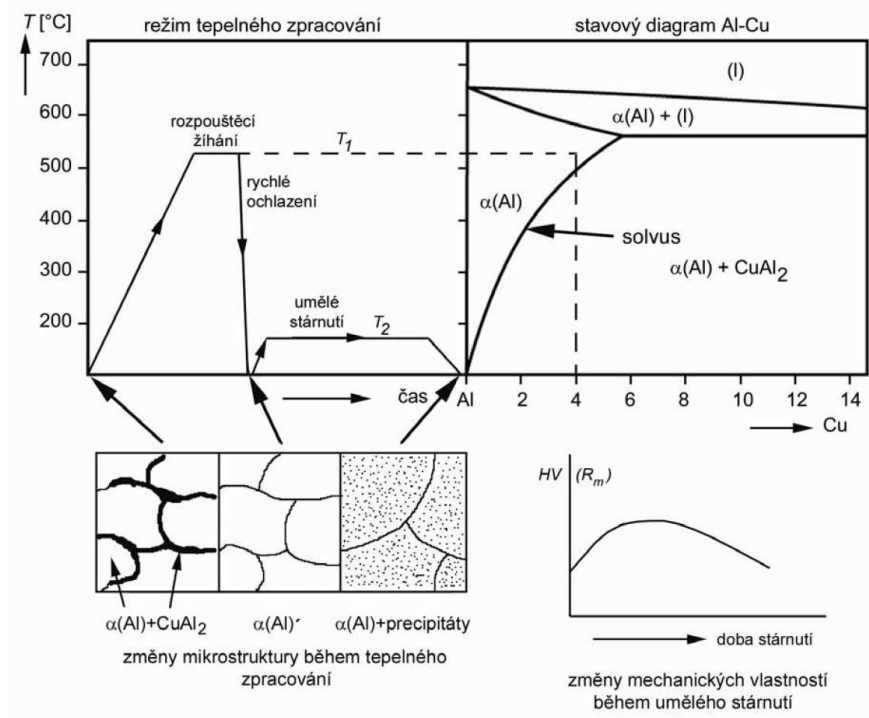
## 3.2 Precipitační vytvrzování

Precipitační vytvrzování je tepelné zpracování, které se využívá za účelem získání vysokých pevnostních vlastností hliníkových slitin. Cílem tohoto tepelného zpracování je vyloučení jemných precipitátů v základní matici kovu. [9] Základními předpoklady k tomu, aby slitina byla vytvrditelná jsou:

1. Slitina musí obsahovat dostatečné množství legujícího prvku, případně prvků.
2. Legující prvek, případně prvky, musí mít dostatečnou rozpustnost v tuhém roztoku alfa.
3. Rozpustnost legujícího prvku případně prvků musí v tuhém roztoku alfa se zvyšující se teplotou vzrůstat. [5]

Na obr. 10 je znázorněn postup precipitačního vytvrzování slitiny AlCu4. Vlevo nahoře je znázorněna závislost teploty na čase. Postup precipitačního vytvrzování se skládá ze dvou částí – rozpouštěcí žíhání a umělé stárnutí.

Vpravo nahoře je binární diagram Al – Cu. Na tomto diagramu je znázorněna teplota rozpouštěcího žíhání. Ta musí být vyšší, než je teplota solvu, tak aby došlo k rozpuštění precipitační fáze  $\text{CuAl}_2$  v tuhém roztoku alfa. Křivka solvu znázorňuje rozpustnost této fáze v závislosti na množství legujícího prvku.



Obr. 10 Schématické znázornění postupu precipitačního vytvrzení slitiny AlCu4 [5]

Vlevo pod schématem tepelného je znázorněno, jak se mění rozložení precipitátů v základní matici kovu. Před tepelným zpracováním se fáze  $\text{CuAl}_2$  nacházejí na hranicích zrn. Po rozpouštěcím žihání se částice rozpustí v tuhém roztoku alfa a následuje rychlé ochlazení tak, aby vznikl přesycený tuhý roztok. Během umělého stárnutí se vylučují jemné precipitáty uvnitř zrn. Tím vznikají překážky, které brání pohybu dislokací a materiál zpevňuje, protože pro průchod dislokací je nutné větší napětí.

Vpravo pod diagramem Al – Cu je znázorněna závislost pevnostních vlastností na době stárnutí. Podle obr. 10 je v následujících podkapitolách popsány jednotlivé fáze precipitačního vytvrzování – rozpouštěcí žihání a stárnutí.

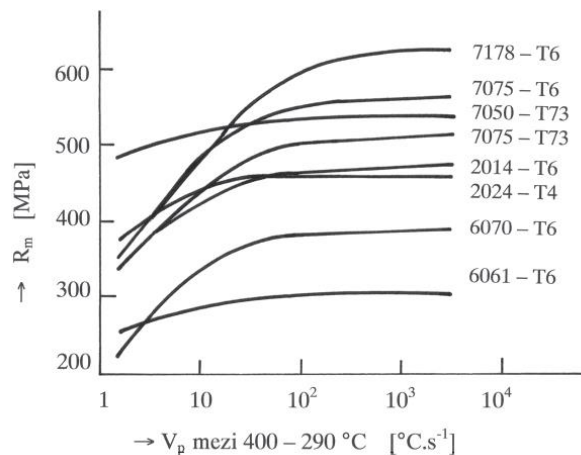
### 3.2.1 Rozpouštěcí žihání

Rozpouštěcí žihání je ohřev na vhodnou teplotu, která je nad teplotou solvu, výdrž na této teplotě tak dlouho, aby došlo k rozpuštění jedné nebo více intermetalických fází do tuhého roztoku alfa (např.  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ). Teplota rozpouštěcího žihání nesmí přesáhnout teplotu solidu, protože by došlo k částečnému natavení struktury, což je nepřijatelné.

Po rozpouštěcím žihání následuje ochlazení, což je v mnohých případech nejvíce kritická část postupu vytvrzování. Ochlazení musí být takové, aby došlo k vytvoření

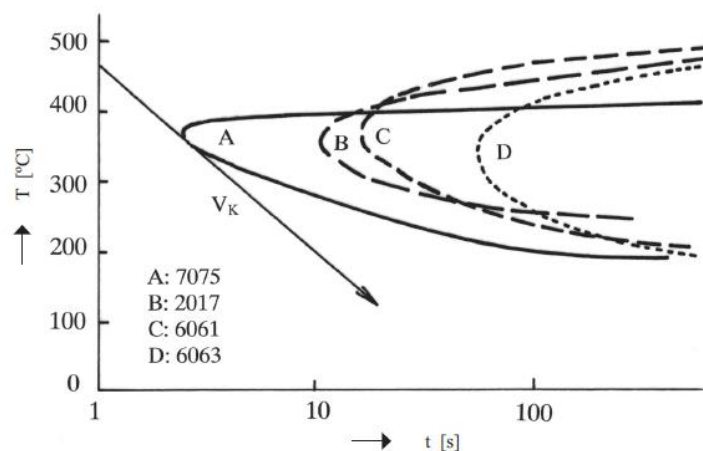
přesyceného tuhého roztoku. Pokud by byla ochlazovací rychlost nižší, došlo by k rozpadu přesyceného roztoku. Nejnižší ochlazovací rychlost, při které ještě nedochází k rozpadu, se definuje jako kritická rychlost ochlazování. [1] [5]

Kritická rychlost ochlazování je pro jednotlivé slitiny různá. Na obr. 11 je znázorněna závislost průměrné rychlosti ochlazování, v rozsahu 400 – 290 °C, na pevnosti v tahu dosažené po celkovém precipitačním vytvrzování. Z obrázku je patrné, že při rychlosti nižší, než je kritická rychlost ochlazování dochází k poklesu výsledných pevnostních vlastností. [1] [15]



Obr. 11 Závislost výsledných pevnostních vlastností na ochlazovací rychlosti [1]

V technologii tepelného zpracování Al slitin se uplatňují tzv. „C“ křivky. Ty slouží k určení kritické rychlosti ochlazování. Na obr. 12 jsou znázorněny „C“ křivky pro čtyři slitiny EN AW 7075, EN AW 2017, EN AW 6061 a EN AW 6063. [1] [15]



Obr. 12 "C" křivky pro vybrané slitiny [1]

Podle kritické rychlosti ochlazování se volí vhodné chladicí médium. V tab. 10 jsou pro přehled uvedena chladicí média a jejich rychlost ochlazování při nulovém proudění. Pro zvýšení rychlosti ochlazování médií lze např. u vody cirkulovat a tím rychlost ochlazování několikanásobně zvýšit, avšak je nutné brát v potaz vznik pnutí.

Tab. 10 Ochlazovací rychlost médií [ $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ]. [1]

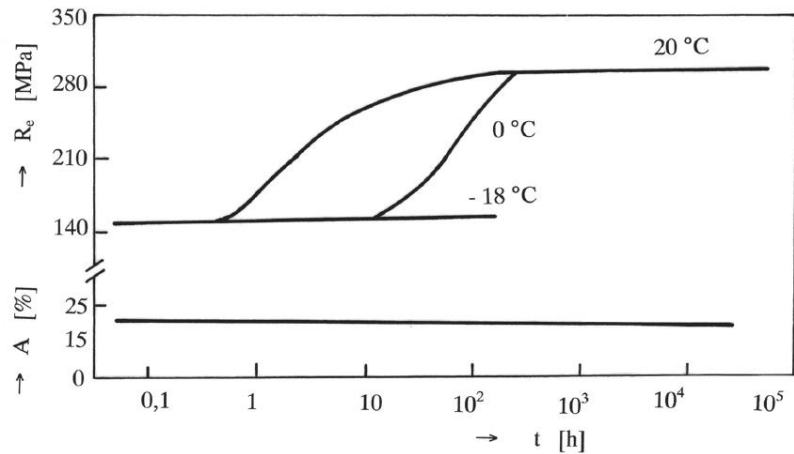
Chladicí médium	Rychlost ochlazování [ $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ] v intervalu 300 - 200 $^{\circ}\text{C}$
Voda 18 $^{\circ}\text{C}$	600
Voda 26 $^{\circ}\text{C}$	500
Voda 50 $^{\circ}\text{C}$	100
10 % vodní roztok NaOH	1200
10 % vodní roztok NaCl	1100
Olej 18 $^{\circ}\text{C}$	100
Vzduch 18 $^{\circ}\text{C}$	20

### 3.2.2 Stárnutí

Po rychlém ochlazení následuje proces stárnutí. Stárnutí je proces, při kterém dochází k rozpadu přesyceného tuhého roztoku vylučováním jemného precipitátu. Stárnutí je možné rozdělit buď na přirozené nebo umělé. Během přirozeného stárnutí dochází k rozpadu přesyceného roztoku již při pokojové teplotě. Příkladem takových slitin jsou slitiny Al – Cu – Mg. Umělé stárnutí probíhá za zvýšených teplot. Používá se u slitin Al – Mg – Si z toho důvodu, že u těchto slitin nelze dosáhnout vysokých pevnostních vlastností přirozeným stárnutím. [1]

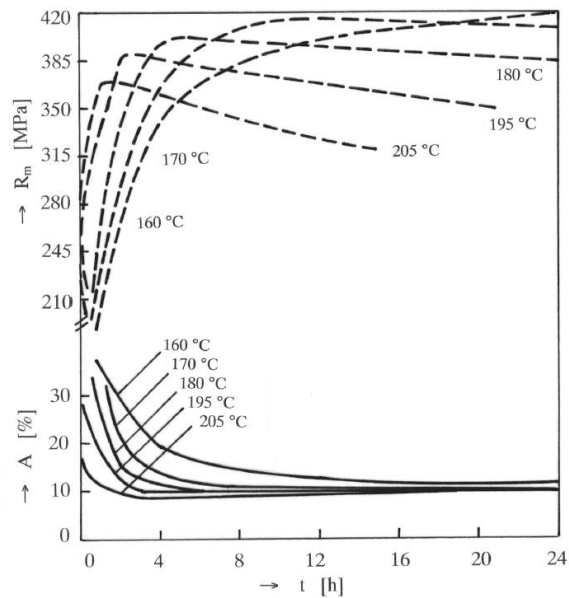
Během stárnutí dochází ke změnám substruktury a tím se mění mechanické, fyzikální, korozní i technologické vlastnosti. Tyto změny jsou definovány kinetikou rozpadu. Kinetickou křivkou rozpadu se rozumí změna vlastností na době stárnutí za určité teploty. Čas a teplota stárnutí závisí na chemickém složení slitiny. Znalost křivek kinetiky rozpadu pro určitou slitinu je velmi důležitá. [1]

Na obr. 13 je patrná kinetika rozpadu EN AW 2024. Obecně lze říci, že u slitin Al – Cu – Mg se uplatňuje přirozené stárnutí. Z těchto křivek je zřejmé, že při záporných hodnotách se rozpad přesyceného tuhého roztoku neuplatňuje. Při teplotě 0  $^{\circ}\text{C}$  se rozpad přesyceného tuhého roztoku opožďuje. Při teplotě 20  $^{\circ}\text{C}$  se proces stárnutí ukončí po 3 dnech. Plastické vlastnosti se však prakticky nemění. [1]



Obr. 13 Kinetika rozpadu EN AW 2024 [1]

Obr. 14 jsou znázorněny křivky rozpadu slitin Al – Cu – Mg za zvýšených teplot.

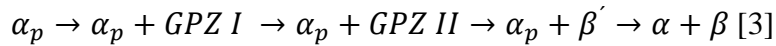


Obr. 14 Kinetika rozpadu slitiny EN AW 2024 za zvýšených teplot [1]

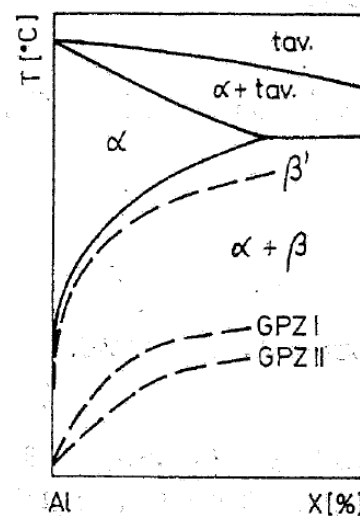
Z těchto křivek rozpadu jsou patrné zákonnosti, které platí pro všechny hliníkové slitiny.

- Čím je vyšší teplota umělého stárnutí, tím dříve se dosáhne maximálních pevnostních vlastností.
- Čím je nižší teplota umělého stárnutí, tím později se dosáhne maximálních pevnostních vlastností.
- Čím je teplota umělého stárnutí vyšší, tím se dosáhne nižších maximálních pevnostních vlastností.

Přesycený tuhý roztok je metastabilní, proto se materiál snaží dostat do rovnovážného stavu. Rozpad přesyceného tuhého roztoku alfa při umělém stárnutí probíhá přes několik fází.



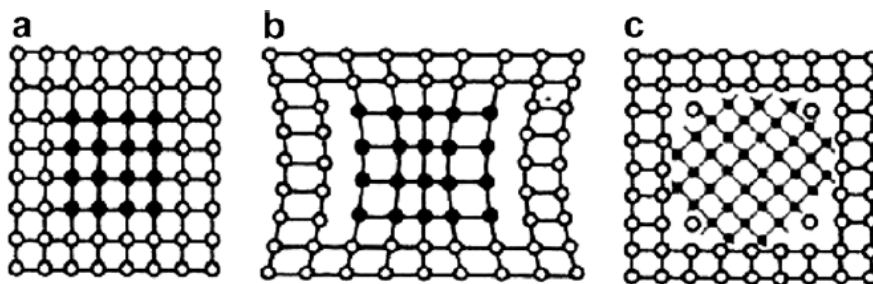
kde  $\alpha_p$  je přesycený tuhý roztok alfa, GPZ jsou Guinier-Prestonovy zóny,  $\beta'$  je přechodný precipitát a  $\beta$  je rovnovážný precipitát.



Obr. 15 Část rovnovážného digramu Al - X s čarami rozpustnosti GPZ a fáze  $\beta'$  [3]

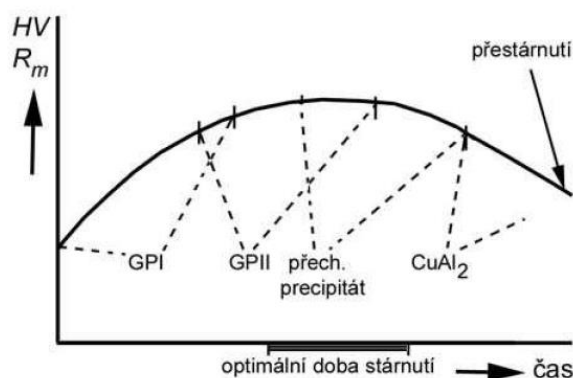
Nejprve dle obr. 15 dochází k tvorbě malých shluků atomů legujícího prvku v hliníkové matici. Tyto shluky jsou nazývány Guinier-Prestonovy zóny. V plném rozsahu se rozpad přesyceného tuhého roztoku uskuteční jen pod teplotou solvu GPZ I. GP zóny nejsou ještě částicemi, protože mají koherentní mřížku s přesyceným tuhým roztokem. Dalším růstem těchto GP zón se návaznost mřížek poruší a vznikne nová fáze, přechodná fáze  $\beta'$  se semikoherentním rozhraním. Posledním stádiem je tvorba rovnovážného precipitátu s nekoherentním rozhraním.

Návaznost rozhraní mřížek tuhého roztoku a precipitátu se označuje jako koherence. Podle toho se rozhraní dělí na koherentní, semikoherentní a nekoherentní (obr. 16). Zpevňovací mechanismus precipitátů bude pospán v následující kapitole.



Obr. 16 a) koherentní, b) semikoherentní, c) nekoherentní rozhraní [16]

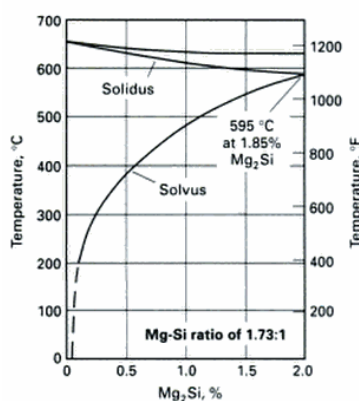
Na obr. 17 je znázorněno, jak se mění mez pevnosti a tvrdost s dobou stárnutí. S růstem GP zón pevnost a tvrdost roste až do vzniku přechodného precipitátu, kdy jsou pevnostní vlastnosti nejvyšší. Pokud umělé stárnutí pokračuje, nazýváme tento jev přestárnutí. Vzniká tak rovnovážný precipitát a s růstem precipitátů pevnostní vlastnosti klesají. Optimální doba stárnutí odpovídá maximu pevnostních vlastností.



Obr. 17 Průběh stárnutí Al - Cu slitiny [5]

### 3.3 Tepelné zpracování slitin Al – Mg – Si

Precipitační vytvrzování u těchto slitin se odehrává na základě změny rozpustnosti intermetalické fáze  $Mg_2Si$  v tuhém roztoku  $\alpha$ . Diagram Al –  $Mg_2Si$  je uveden na obr. 18.



Obr. 18 Rovnovážný diagram Al -  $Mg_2Si$  [15]

Z tohoto diagramu je patrné, že největší rozpustnost intermetalické fáze je 1,85 % Mg<sub>2</sub>Si při teplotě 595 °C.

### 3.3.1 Rozpouštěcí žihání

Teplota rozpouštěcího žihání se pohybuje v rozmezí 500 – 540 °C. Vysokou stabilitu tuhého roztoku mají zejména slitiny, které obsahují více hořčíku. Tyto slitiny jsou „samokalitelné“, to znamená, že přesycený tuhý roztok lze získat i ochlazením na vzduchu. Je nutno dodat, že výraz „kalení“ se velmi často avšak ne zcela vhodně převzatý z anglosaské literatury používá v praxi jako technologický výraz pro rychlé ochlazení a vznik přesyceného tuhého roztoku.

Slitiny, které obsahují více křemíku, je nutné ochlazovat ve vodě. [1]

### 3.3.2 Umělé stárnutí

Ve slitinách Al – Mg – Si se rozpad přesyceného tuhého roztoku realizuje pouze umělým stárnutím. Umělé stárnutí těchto slitin se obvykle provádí při teplotách 160 – 180 °C. Doba stárnutí se obvykle pohybuje mezi 8 – 12 hodinami. Tyto slitiny jsou citlivé na prodlevu mezi ochlazením z teploty rozpouštěcího žihání a začátkem umělého stárnutí, aby se dosáhlo maximálních pevnostních vlastností. Jedna možnost je provést umělé stárnutí hned po ochlazení z teploty rozpouštěcího žihání a druhá možnost je provést je po delší době, například po 10 hodinách. [1]

Ve slitinách Al – Mg – Si se rozpad přesyceného tuhého roztoku uskutečňuje následujícím způsobem.



kde  $\alpha$  je přesycený tuhý roztok, GPZ I jsou neuspořádané zóny jehlicovitého tvaru, GPZ II jsou uspořádané zóny jehlicovitého tvaru,  $\beta'$  je přechodná semikoherentní fáze,  $\beta$  rovnovážná nekoherentní fáze Mg<sub>2</sub>Si.

V tab. 11 a tab. 12 jsou znázorněny doporučené technologické parametry tepelného zpracování slitin Al-Mg-Si.



Tab. 11 Doporučené technologické parametry tepelného zpracování slitin Al – Mg – Si část 1 [1]

EN AW-6005	AlSiMg	Žihání na měkko Rozpouštěcí žihání Umělé stárnutí	415 °C/2 – 3 hod. → ochlazovat rychlostí max. 30 °C/hod. do 260 °C → vzduch 545 °C/1 hod. → voda (20 – 40 °C) 175 °C/8 hod. → vzduch
EN AW-6011	AlMg0.9Si0.9Cu	Žihání na měkko Rozpouštěcí žihání Umělé stárnutí	415 °C/1 – 4 hod. → ochlazovat rychlostí max. 100 °C/hod. do 200 °C → vzduch 550 – 560 °C/1 hod. → voda (20 – 30 °C) 165 – 175 °C/4 – 8 hod. → vzduch
EN AW-6013	AlMg1Si0.8CuMn	Žihání na měkko Rozpouštěcí žihání Umělé stárnutí	415 °C/1 – 4 hod. → ochlazovat rychlostí max. 100 °C/hod. do 250 °C → vzduch 555 °C/1 hod. → voda (20 – 40 °C) 170 °C/4 – 8 hod. → vzduch
EN AW-6015	AlMg1Si0.3Cu	Žihání na měkko Rozpouštěcí žihání Umělé stárnutí	415 °C/2 – 3 hod. → ochlazovat rychlostí max. 30 °C/hod do 260 °C → vzduch 530 °C/1 hod. → vzduch 160 °C/16 hod. → vzduch
EN AW-6056	AlSi1MgCuMn	Žihání na měkko Rozpouštěcí žihání Umělé stárnutí	410 – 420 °C/2 – 3 hod. → ochlazovat rychlostí max. 30 °C/hod do 260 °C → vzduch 530 °C/1 hod. → voda (20 – 40 °C) 175 °C/8 hod. → vzduch
EN AW-6061A	AlMg1SiCu(A)	Žihání na měkko Rozpouštěcí žihání Umělé stárnutí	415 °C/2 – 3 hod. → ochlazovat rychlostí max. 30 °C/hod. do 260 °C → vzduch 530 °C/1 hod. → voda (20 – 40 °C) 160 °C/16 hod. → vzduch 175 °C/8 hod. → vzduch

Tab. 12 Doporučené technologické parametry tepelného zpracování slitin Al – Mg – Si část 2 [1]

EN AW-6082	AlSi1MgMn(A)	Žihání na měkko Rozpouštěcí žihání Umělé stárnutí	350 °C/4 hod. → ochlazovat rychlostí max. 100 °C/hod. do 200 °C → vzduch 510 °C/1 hod. → voda (20 – 40 °C) 170 °C/6 hod. → vzduch
EN AW-6101	EalMg0.7Si	Rozpouštěcí žihání Umělé stárnutí	510 °C/1 hod. → voda (20 – 40 °C) 175 °C/6 – 8 hod. → vzduch
EN AW-6181	AlSi1Mg0.8	Žihání na měkko Rozpouštěcí žihání Umělé stárnutí	350 °C/4 hod. → vzduch 505 °C/1 hod. → voda (20 – 40 °C) 170 °C/6 hod. → vzduch
EN AW-6201	EalMg0.7Si	Rozpouštěcí žihání Umělé stárnutí	510 °C/1 hod. → voda (20 – 40 °C) 150 °C/4 hod. → vzduch
EN AW-6351A	AlSi1Mg0.5(A)	Žihání na měkko Rozpouštěcí žihání Umělé stárnutí	350 °C/4 hod. → ochlazovat rychlostí max. 100 °C/hod. do 200 °C → vzduch 505 °C/1 hod. → voda (20 – 40 °C) 170 °C/6 hod. → vzduch

## 4 Zpevňovací procesy

Pevnost je jednou z charakteristických vlastností materiálu. Je to funkce vazebních sil, struktury a chemického složení materiálu. Obecně lze říci, že vyšší pevnost je u kovů, které mají vyšší teplotu tání.

Hliník má poměrně nízkou teplotu tavení, poměrně vysoký teplotní koeficient délkové roztažnosti a energie vazby mezi atomy hliníku není velká. To se projevuje nízkými pevnostními charakteristikami. [3] [4]

Pevnost čistých kovů je velmi často nižší, než je požadována pro jejich aplikaci. Z tohoto důvodu je nutné hledat možnosti, jak tuto pevnost zvýšit. U čistých kovů je možné pevnost zvyšovat tvářením za studena nebo zmenšením velikosti zrna. V případě, že je požadována vyšší hodnota pevnosti, je nutné přejít od čistých kovů k použití slitin. Pevnost slitin je možné zvyšovat legováním nebo tepelným zpracováním. Pro použití optimálních vlastností je proto vhodné kombinovat i několik způsobů, například legování, tváření, řízení velikosti zrna či tepelné zpracování. [4]

Zpevňování materiálu je možné charakterizovat jako růst odporu proti vzniku a pohybu dislokací. Napětí, které je potřebné k uskutečnění plastické deformace závisí na typu, množství a rozložení překážek, které brání v pohybu dislokací. Mezi překážky, které brání pohybu dislokací, se řadí dislokační sítě, hranice zrn a subzrn, atomy legujících prvků nebo precipitáty. V následujících podkapitolách je popsán vliv jednotlivých překážek na příspěvek zpevnění. [3]

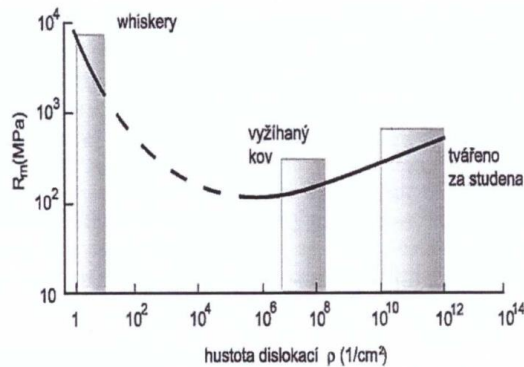
### 4.1 Dislokační (deformační) zpevnění

Dislokační zpevnění je založeno na interakci pohyblivých dislokací se zakotvenými dislokacemi, shluky dislokací a dislokačními sítěmi a závisí na množství dislokací v materiálu. Množství takovýchto dislokací se charakterizuje pomocí hustoty dislokací. [3] Hustota dislokací je celková délka dislokačních čar v jednotce objemu.

$$\rho = \frac{L}{V} \text{ [cm}^{-2}\text{]} \text{ [6]}$$

Kde:  $\rho$  je hustota dislokací [ $\text{cm}^{-2}$ ],  $L$  je celková délka dislokačních čar [cm],  $V$  je objem krystalu [ $\text{cm}^3$ ]

S rostoucí hustotou dislokací se zvyšuje deformační odpor, a tím dochází ke zpevňování, což je znázorněno na obr. 19.



Obr. 19 Závislost meze pevnosti na hustotě dislokací [10]

Příspěvek dislokačního zpevnění je možné vyjádřit vztahem

$$\Delta\sigma_d = 2 \cdot \alpha \cdot G \cdot b \cdot \rho^{\frac{1}{2}} \quad [6]$$

kde  $\alpha$  je koeficient podle typu materiálu v rozmezí 0,5 až 1,  $G$  je modul pružnosti ve smyku,  $b$  je Burgersův vektor,  $\rho$  je hustota dislokací,

Dislokační zpevnění souvisí se zpevněním hranicemi zrn, protože dislokace je nepřímo úměrná velikosti zrna.

$$\rho = K \cdot d_z^{-1} \quad [6]$$

kde  $\rho$  je hustota dislokací,  $K$  je konstanta,  $d_z$  je velikost zrna.

U hliníku a jeho slitin je nutné podotknout, že na dislokační zpevnění má vliv měrná energie vrstevné chyby. Hliník se je kov, který má velkou energii vrstvené chyby  $\gamma = 2 \cdot 10^{-5} \text{ J} \cdot \text{m}^{-2}$ , s úzkým pásem vrstevné chyby. To znamená, že pohyblivost dislokací příčným skluzem je snazší než u kovů s malou energií vrstevné chyby jako například u legované oceli. Výsledné zpevnění nebude tak výrazné jako u kovů s malou energií vrstevné chyby. [2] [6]

## 4.2 Zpevnění hranicemi zrn

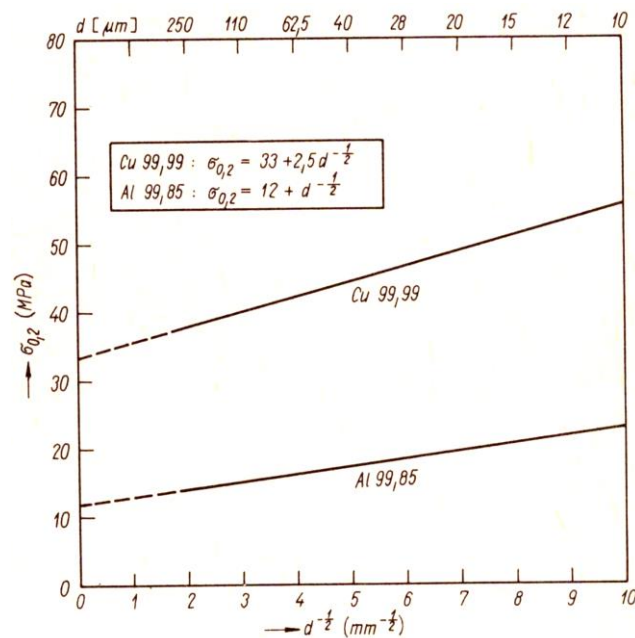
Polykrystalický materiál je složen z různě orientovaných zrn, které jsou odděleny hranicemi. Hranice zrn jsou pro pohyb dislokací neprůchodnou překážkou, proto při plastické deformaci dochází k nakušení dislokací i vzniku dislokací na hranicích zrn. Vliv hranic zrn na mechanické vlastnosti lze vyjádřit velikostí zrn. Obecně platí, že čím je zrno menší, tím je podíl hranic větší. Čím bude mít materiál jemnější zrno, tím bude mít lepší jak pevnostní, tak i plastické vlastnosti. [2] [4]

Pro vliv velikosti zrn na mezi kluzu, a tím i zpevnění hranicemi zrn, byl odvozen Hall-Petchův vztah. [6]

$$R_e = \sigma_0 + K_z \cdot d_z^{-1/2} \quad [6]$$

kde  $R_e$  je mez kluzu,  $\sigma_0$  je napětí pro pohyb dislokací uvnitř zrn,  $K_z$  vyjadřuje vliv hranice zrn na indukovaný skluz v sousedních zrnech,  $d_z$  je střední velikost zrna.

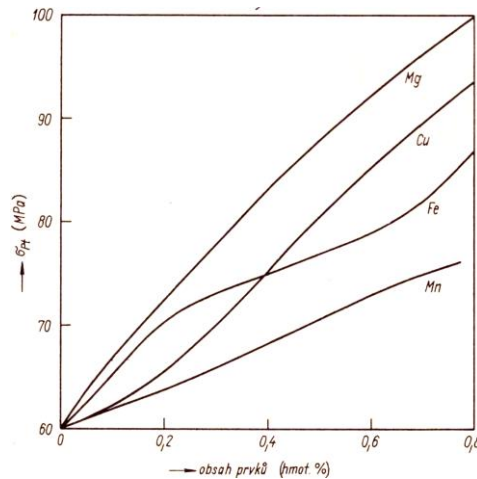
Na obr. 20 je znázorněna závislost meze kluzu na velikost zrna pro měď a hliník. Z této závislosti je patrné, že vliv velikosti zrna není v případě hliníku tak výrazný, jako tomu je u mědi.



Obr. 20 Závislost meze kluzu na velikosti zrna u hliníku a mědi [4]

### 4.3 Zpevnění legováním

Zpevnění legujícími prvky a zvýšení meze kluzu lze získat, pokud atom legujícího prvku způsobí distorzi mřížky základního kovu. To znamená, že atomy jiných prvků působí v matici jako zdroje napět'ových polí. V závislosti na velikosti poloměru hliníku  $r_{Al}$  a poloměru legujícího prvku  $r_x$  vznikají tahová nebo tlaková napětí. Vzájemné působení napět'ových polí atomů legujícího prvku vede k růstu skluzového napětí, to znamená i navýšení pevnostních vlastností. Na obr. 21 je znázorněna závislost vliv prvků na zvýšení pevnosti hliníku. V tab. 13 je znázorněn rozdíl poloměru legujícího prvku a hliníku spolu s přírůstkem meze kluzu a pevnosti v závislosti na koncentraci legujícího prvku. [3]



Obr. 21 Vliv obsahu prvků na zvýšení pevnosti hliníku [4]

Tab. 13 Vliv legujících prvků na substituční zpevnění hliníku [1]

Prvek	Rozdíl $r_x - r_{Al}$ [%]	Rp0.2 [MPa/hmot. %]	Rm [MPa/hmot. %]
Si	- 3.8	9.2	39.6
Zn	- 6.0	2.9	15.2
Cu	- 10.7	13.8	43.1
Mn	- 11.3	30.3	53.8
Mg	+ 11.8	18.6	50.3

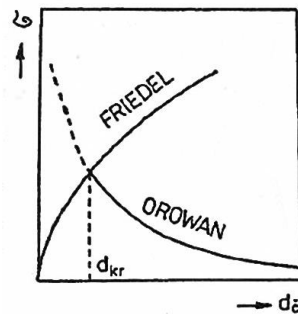
Vliv zpevnění legováním lze vyjádřit následujícím vztahem

$$\Delta\sigma_L \approx \sum_j A_j \cdot c_j^m \quad [6]$$

kde  $A_j$  je konstanta úměrnosti legujícího prvku (MPa na 1 hmotností procento),  $c$  je koncentrace legujícího prvku,  $m$  se pohybuje v rozpětí 0,5 – 1.

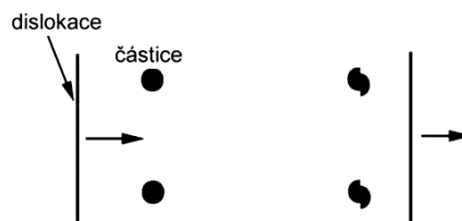
## 4.4 Precipitační zpevnění

Precipitáty vznikají rozpadem přesyceného tuhého roztoku. V kapitole tepelného zpracování je popsáno, jakým způsobem vzniká přesycený tuhý roztok a za jakých podmínek se precipitáty vylučují. Kolem precipitátu se vytváří napěťové pole, které brzdí pohyb dislokací. Čím jemnější jsou částice a je menší jejich vzdálenost, tím je vliv na zpevnění větší. Podle koherence rozhraní mezi precipitáty a základní matrice probíhá interakce dislokací buď podle Friedelova nebo Orowanova mechanismu. Na obr. 22 je znázorněna závislost napětí pro průchod dislokací na velikosti částice. Kritická velikost částice odpovídá maximu zvýšení pevnosti a s dalším růstem částic dochází ke snižování pevnosti. [4] [6]



Obr. 22 Napětí pro průchod dislokace částic v závislosti na průměru částice [6]

Friedelův mechanismus předpokládá, že částice mají koherentní nebo semikoherentní rozhraní. Částice jsou malé a dislokace prochází částicí. Na obr. 23 je znázorněn průchod a protnutí částice dislokací. [4] [6]



Obr. 23 Friedelův mechanismus [5]

Pro koherentní a semikoherentní částice platí vztah napětí pro průchod dislokace

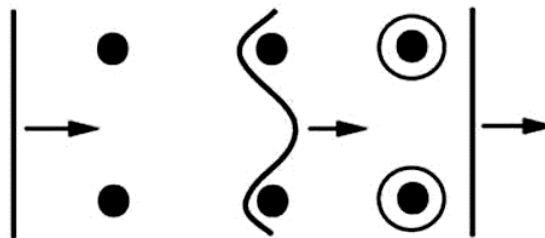
$$\tau_{kr} = \tau_m + 2G\delta_c \quad [6]$$

kde  $\tau_{kr}$  je kritické napětí,  $\tau_m$  je skluzové napětí základní matrice,  $G$  modul pružnosti,  $\delta_c$  parametr mřížkové neshody.

$$\delta_c = \frac{a'-a}{a} [6]$$

kde  $a'$  je mřížkový parametr částice,  $a$  je mřížkový parametr základní matrice.

Orowanův mechanismus se uplatní v případě, že částice dosáhnou kritické a větší velikosti, vzniká nekoherentní rozhraní a dislokace již částicemi neprocházejí, ale obcházejí je. Na obr. 24 je znázorněno protlačování dislokace přes částice při vzniku dislokačních smyček.



Obr. 24 Orowanův mechanismus [5]

Pro nekoherentní částice platí vztah napětí pro pohyb dislokace přes částice.

$$\tau_{kr} = \tau_m + \frac{2Gb}{\lambda} [6]$$

kde  $\tau_{kr}$  je kritické napětí,  $\tau_m$  je skluzové napětí základní matrice,  $G$  modul pružnosti,  $b$  Burgersův vektor,  $\lambda$  je mezičásticová vzdálenost.

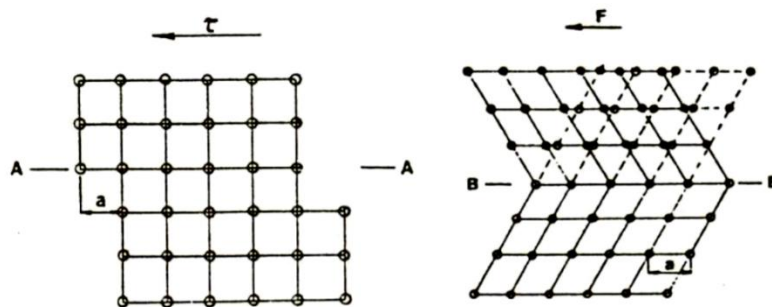
# 5 Plastická deformace

Působením vnějších sil mění zatěžovaná tělesa svůj tvar. Změna tvaru tělesa se nazývá deformace. Deformaci tělesa lze rozdělit na elastickou a plastickou. Elastická deformace je změna vratná, to znamená, že po odlehčení se těleso vrátí do původního tvaru. Elastická deformace je vyjádřena Hookovým zákonem, kde platí, že deformace je přímo úměrná napětí, a to až do meze kluzu. [6]

Pokud je zatížení vyšší než mez kluzu, přestává platit Hookův zákon a závislost mezi napětím a deformací přestává být lineární. Po odlehčení deformace nevytizí a způsobuje trvalou změnu tvaru tělesa. Tuto změnu tvaru tělesa nazýváme plastickou deformací. [6]

## 5.1 Plastická deformace a její mechanismy

Plastická deformace vždy probíhá pohybem dislokací. Základním mechanismem plastické deformace je skluz, doplňující mechanismus je dvojčatění. Dvojčatění se uplatňuje při vysokých rychlostech deformace a nízkých teplotách. Za zvýšených teplot se uplatňují další mechanismy jako pokluzu po hranicích zrn, difúzní a dislokační tečení. [6]

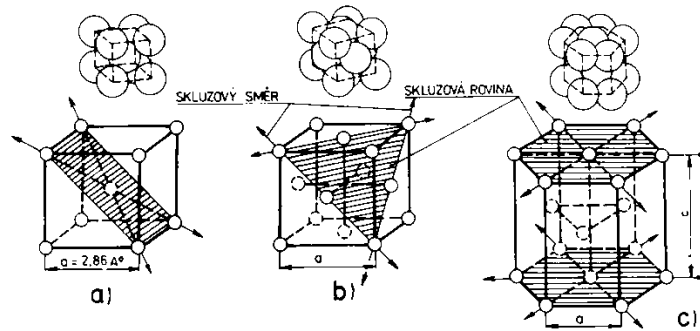


Obr. 25 Vlevo deformace skluzem, vpravo deformace dvojčatěním [6]

### 5.1.1 Skluz

Skluz probíhá ve skluzových rovinách a skluzových směrech, které dohromady tvoří skluzový systém. Skluz se přednostně uskutečňuje v rovinách a směrech nejhustěji obsazených atomy. U kubické prostorově středěné mřížky jsou to roviny  $\{110\}$ ,  $\{112\}$  a směry  $\langle 111 \rangle$ , u kubické plošně středěné mřížky jsou to roviny  $\{111\}$   $\langle 101 \rangle$ , u hexagonálních mřížek to bývá základní rovina  $\{0001\}$  se směrem  $\langle 1010 \rangle$ . Na obr. 26 jsou znázorněny skluzové roviny a směry jednotlivých typů mřížek. [4] [6]





Obr. 26 Skluzové směry a roviny a) prostorově středěná mřížka, b) plošně středěná mřížka, c) hexagonální mřížka [18]

Skruz se realizuje pohybem dislokací ve skluzové rovině dislokací, ve které je smykové napětí větší než kritické skluzové napětí. Velikost kritického skluzového napětí závisí na typu kovu, čistotě a stavu, ale i na podmínkách namáhání. Na větších deformacích polykrystalického materiálu se podílí více skluzových systémů, s kubickou mřížkou minimálně pět, a to podle orientace, velikosti síly a podmínek deformace. Mezi podmínky deformace se řadí teplota, velikost a rychlost deformace. Hliník má kubickou plošně středěnou mřížku, která má 12 skluzových systémů. [2] [4] [6]

### 5.1.2 Dvojčatění

Dvojčatění se uplatňuje při vysokých rychlostech deformace a nízkých teplotách. Vznik dvojčat typický hlavně u mřížek s nižším počtem skluzových rovin jako je tomu například u hexagonální mřížky. Protože kritické napětí pro dvojčatění je vždy vyšší než kritické napětí skluzu, uplatňuje se hlavně skruz. Pro kovy například hliník, které mají vysokou energii vrstevné chyby, se dvojčata většinou nevytváří. [4] [6]

### 5.2 Deformační energie

Při plastické deformaci se část deformační energie v kovu absorbuje a tím roste vnitřní energie. Tato změna vnitřní energie se nazývá uložená energie. Uložená energie se při žíhání zpětně uvolňuje a slouží jako hnací síla odpevňovacích mechanismů. Změna vnitřní energie plastickou deformací je ovlivněna tvorbou poruch krystalové mřížky, a to hlavně dislokací. Uložená energie se zcela nebo z části se uvolní během procesů rekrystalizace a zotavení. [2]

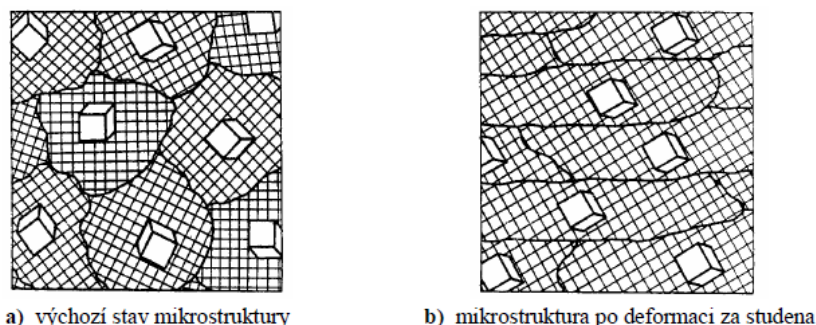
Hlavním faktorem, který ovlivňuje uloženou energii deformovaného kovu, je energie vrstevné chyby. V tab. 14 je vidět, že s nárůstem energií vrstevné chyby, klesá uložená energie. [2]

Tab. 14 Uložená energie a energie vrstevné chyby pro stříbro, měď a hliník [2]

Kov	Uložená energie [J.mol <sup>-1</sup> ]	Energie vrstevné chyby [10 <sup>-3</sup> Jm <sup>-2</sup> ]
Ag 99,98 %	65,3	25
Cu 99,98 %	50,7	70
Al 99,91 %	13,4	200

### 5.3 Deformační struktura

Během plastické deformace se část zrn natáčí do směru deformace. Se zvětšující deformací vzniká rovnoběžná orientace zrn se směrem tváření, zrna se v tomto směru prodlužují, to platí i u deformovatelných částic a fází v materiálu. Vzhledem k tomu, že jednotlivá zrna jsou různě orientována, je v jednotlivých zrnech různá plastická deformace a tím i jiné zpevnění. Na obr. 27 je znázorněno, jak se deformuje struktura z rovnoosého uspořádání zrn.



a) výchozí stav mikrostruktury

b) mikrostruktura po deformaci za studena

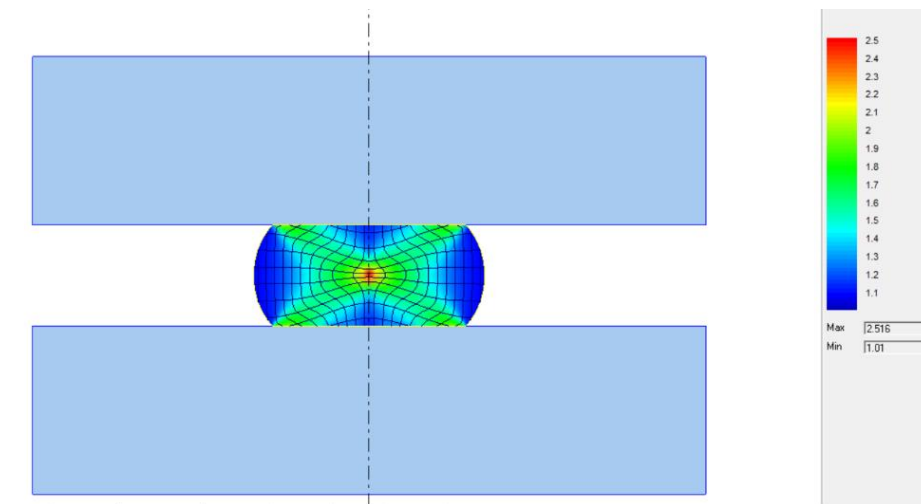
Obr. 27 Znárodnění vzniku deformační struktury [20]

### 5.4 Nehomogenita deformace

Deformace není nikdy homogenní. Důvodem je to, že deformace se soustřeďuje do jednotlivých skluzových rovin. Vliv na rovnoměrnost deformace mají orientace zrn, přítomnost heterogenních fází a jejich velikost. Další příčinou rozdílných deformací způsobuje tření mezi nástrojem a materiálem. [2]

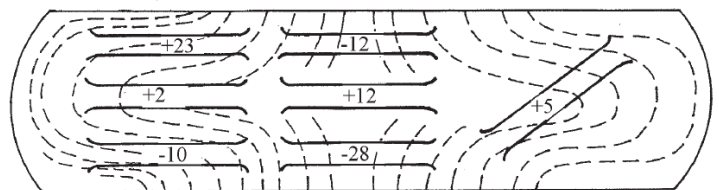
Častým kovacím postupem je pēchování mezi rovnými kovádky, což je i součástí experimentu této diplomové práce. Vstupní materiál lisované tyče má již usměrněnou

vláknitou strukturu, to znamená nehomogenní a anizotropní. U polotovaru z lité tyče je důležité odstranit licí strukturu dostatečným protvářením. Tlakovou deformací dochází k deformaci těchto vláken v objemu výkovku nerovnoměrně, čímž vznikne charakteristický „kovářský kříž“. Na obr. 28 je znázorněn, v programu Qform, rozložení deformace po opakované deformaci. [1]



Obr. 28 Rozložení deformace po přechování v programu Qform

V rámci výkovku dochází, z důvodu této nehomogenity deformace, ke vzniku oblastí s rozdílnou strukturou a vlastnostmi. Kritická místa jsou na čelech v místech styku s rovnými kovádky, kde nedochází k dostatečnému protváření materiálu, kde je minimální pevnost. Na obr. 29 je znázorněno, jak se můžou lišit pevnostní vlastnosti v různých částech výkovku.



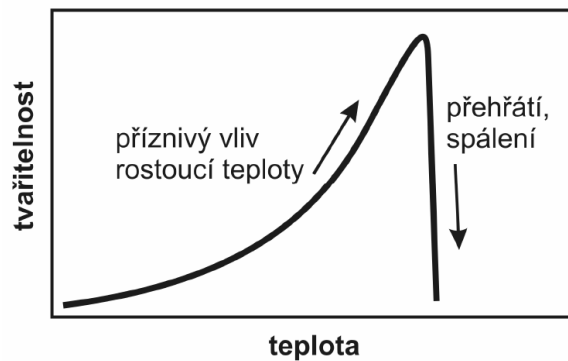
Obr. 29 Odchylky meze pevnosti v různých místech přechovaného výkovku [1]

Častým problémem je hrubozrnná rekrystalizovaná vrstva. Tato vrstva je obvykle na povrchu a je tvořena dlouhými protáhlými zrny. Tato hrubozrnná vrstva mají nižší mechanické a únavové vlastnosti, ale i navíc zhoršují kvalitu povrchu. [1]

## 5.5 Vliv teploty na plastickou deformaci

Plastičnost je schopnost materiálu se plasticky deformovat v rozsahu překročení meze kluzu až do porušení materiálu. Jedná se čistě o materiálovou vlastnost. [20]

V praxi je mnohem užitečnější tvařitelnost. Tvařitelnost je schopnost tělesa se plakticky deformovat za určitých podmínek tváření. Tvařitelnost závisí na plastičnosti materiálu, geometrii tvářeného tělesa a podmínkách tváření. Na obr. 30 je znázorněna závislost tvařitelnosti na teplotě. [20]

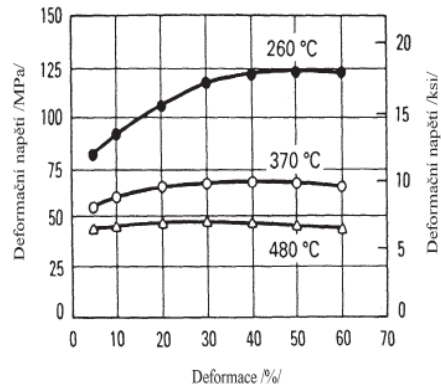


Obr. 30 Vliv teploty na tvařitelnost [20]

### 5.5.1 Deformační odpor

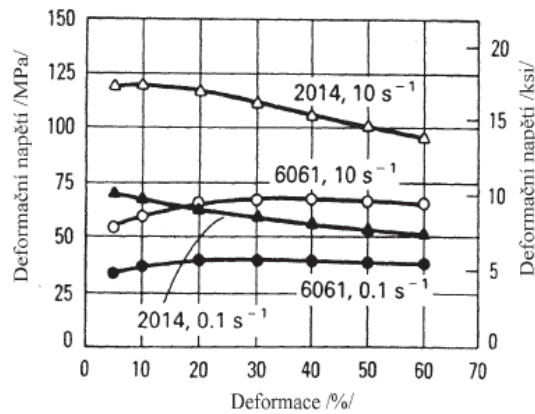
Při popisu tváření se místo kritického smluvního napětí používá pojem deformační odpor. Deformační odpor je vnitřní napětí, které vzniká jako reakce proti vnějším tvářecím silám. Vnitřní napětí musí být takové, aby došlo k plastické deformaci. Deformační odpor závisí na teplotě, deformační rychlosti, velikosti deformace a vlivu zpevnění deformací. [2]

Na dvou obrázcích (obr. 31, obr. 32), jsou znázorněny závislosti deformačního napětí na velikosti deformace. Na obr. 31 je znázorněn průběh při různých teplotách deformace. Z tohoto obrázku je vidět, že se zvyšující teplotou, klesá deformační napětí.



Obr. 31 Závislost deformačního napětí na velikosti deformace 6061 při různých teplotách a při rychlosti deformace  $10 \cdot s^{-1}$  [1]

Na obr. 32 je znázorněn průběh při různých deformačních rychlostech. Z tohoto je patrné, že se zvyšující deformační rychlostí roste deformační napětí.



Obr. 32 Deformační napětí slitin 6061 a 2014 deformované dvěma různými rychlostmi deformace [1]

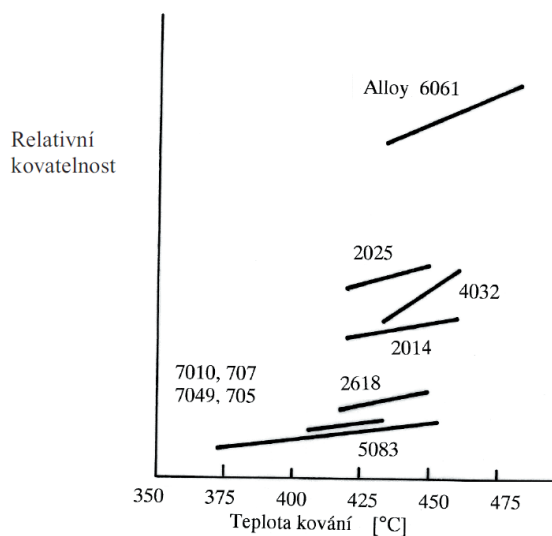
## 6 Tváření hliníku a jeho slitin

Tváření je proces, který mění tvar a rozměry tělesa pomocí velkých plastických deformací, bez úběru materiálu. Podle podmínek tváření mohou kromě změny tvaru a rozměrů probíhat v deformovaném objemu i fyzikální a chemické změny. Při tváření se nesmí překročit mezní stav napjatosti, aby nedošlo k porušení materiálu. [1]

Tváření je možné dělit podle několika hledisek. Podle rekrystalizační teploty je možné dělit tváření: tváření za studena a tváření za tepla. Teplota rekrystalizace se uvádí jako:  $T_R = (0,35 - 0,4) \cdot T_T [K]$ . [6]

Tváření je možné dále dělit podle stavu napjatosti: plošné tváření a objemové tváření. Tato kapitola je věnována kování, což je objemové tváření za tepla. Zjednodušeně je možné kování rozdělit na volné a zápustkové.

Na obr. 33 je znázorněna závislost relativní kovatelnosti jednotlivých slitin na teplotě. Relativní kovatelnost je parametr, který vyjadřuje deformaci na jednotkové množství energie spotřebované při dané teplotě kování. [1]



Obr. 33 Relativní kovatelnost vybraných kovárenských slitin hliníku [1]

### 6.1 Volné kování

Volné kování se dělí na ruční a strojní. Ruční kování je prováděno na kovářské kladce a ohřev materiálu probíhá v kovářské výhni. Ruční kování je nejstarší tvářecí technologie, avšak v současnosti kvůli nedostatečné efektivnosti oproti strojnímu kování se používá výhradně pro umělecké účely. [21]

Volné strojní kování se provádí za pomoci bucharu nebo lisu. Materiál je opakovaně tvářen jednoduchým kováčem. Náklady jsou oproti zápustkovému kování malé, avšak jsou nutné větší přídatky na obrábění, tudíž náklady na obrábění jsou vyšší. Volné kování je obvykle určeno na výrobu menších sérií a jsou většinou vyráběny jednodušší tvary. Zároveň se volné kování uplatňuje při výrobě hmotných kusů. Základní operace volného kování jsou například sekání, pýchování, prodlužování, ohýbání, přesazení nebo děrování. [1] [21]

## **6.2 Zápustkové kování**

Většina hliníkových výkovků se vyrábí zápustkovým kováním. Zápustka je dvoudílný tvarový nástroj, v jehož vrchní a spodní části je vytvořena dutina, která odpovídá tvaru výkovku. Při kování v zápustce je ohřátý materiál deformován, dokud nevyplní zápustku. Náklady jsou oproti volnému kování vyšší, avšak je možné dosáhnout lepších rozměrových tolerancí a složitějších tvarů výkovků. Zápustkové kování, z důvodu drahého nástroje, je určeno pro výrobu velkých sérií. Zápustkové kování můžeme dále rozdělit na kování bez výronku (dutina zápustky je uzavřená) a s výronkem (dutina zápustky je otevřená). [1] [21]

## 7 Odpevňovací procesy

Při deformaci kovů se část deformační energie absorbuje. Tato energie se nazývá uložená energie. Uložená energie způsobuje růst vnitřní energie, a proto se kov dostává do nerovnovážného metastabilního stavu. [2]

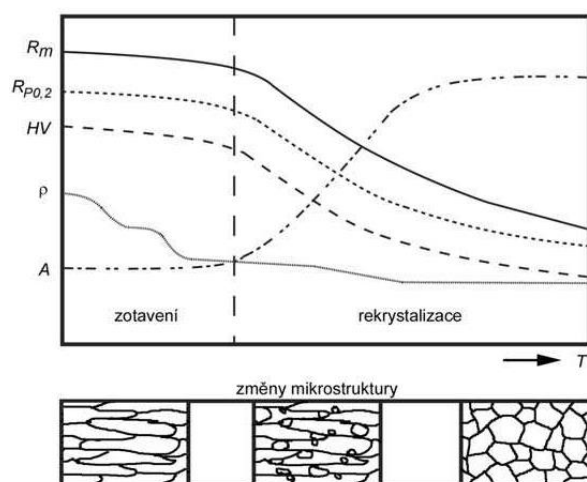
Při následujícím ohřevu se kov snaží vrátit do rovnovážného stavu před deformací. Uložená energie se zpětně uvolňuje a je hnací silou odpevňovacích procesů. Odpevňovací procesy se dělí na fázi zotavení a fázi rekrytalizace. [2]

Zotavení je charakterizováno odstraněním nadbytečných bodových poruch k rovnovážné koncentraci a částečným snížením hustoty dislokací a jejich uspořádání do energeticky výhodného stavu. [2]

Rekrytalizace je charakteristická vznikem nových zrn v původní deformované struktuře s výrazným snížením hustoty dislokací a výraznou změnou mechanických vlastností. [2]

Podle teploty deformace se odpevňovací procesy dále dělí na statické a dynamické. Statické odpevňovací procesy probíhají při ohřevu za studena tvářeného kovu za studena. Dynamické odpevňovací procesy probíhají při tváření za tepla a současně tak probíhají zpevňovací a odpevňovací procesy. Dynamické odpevňovací procesy dělíme na dynamické zotavení a dynamickou rekrytalizaci a jsou popsány v podkapitole 8.2.1 – teplota deformace. [2] [6]

Na obr. 34 je znázorněn průběh strukturních změn při zotavení a rekrytalizaci a změna vlastností během odpevňování.



Obr. 34 Změny meze pevnosti ( $R_m$ ), meze kluzu ( $R_{p0.2}$ ), tvrdosti ( $HV$ ), tažnosti ( $A$ ) a elektrického odporu ( $\rho$ ) při odpevnění v závislosti na teplotě ( $T$ ) [5]



Z obr. 34 je patrné, že při zotavení dochází ke změnám fyzikálních vlastností a nevýrazným změnám mechanických vlastností. Při rekrytalizaci dochází k výrazným změnám mechanických vlastností. [2] [5] [6]

## 7.1 Zotavení

Zotavení probíhá v oblasti teplot 0,25 až 0,30  $T_T$  – teploty tání [K]. Při zotavení zachována deformační struktura a nedochází ke vzniku nových nedeformovaných zrn. Při zotavení dochází ke změnám substrukturním: snížení koncentrace bodových poruch, částečně se snižuje i hustota dislokací a mění se jejich uspořádání. [2] [6]

První fází zotavení je zotavování bodových poruch. Druhou a nejdůležitější fází je polygonizace.

### 7.1.1 Zotavování bodových poruch

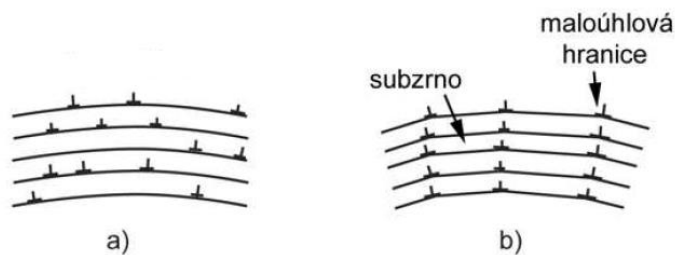
Snižování nadbytečné koncentrace bodových poruch během žíhání zpět na rovnovážnou koncentraci se uskutečňuje tepelně aktivovanou migrací poruch k norům a jejich zánikem. Rychlost zotavení bodových poruch během žíhání lze popsat vztahem

$$-\frac{dc}{dt} = K_0 \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) c^\alpha \quad [6]$$

kde  $c$  je koncentrace bodových poruch,  $t$  je doba žíhání dosažení koncentrace  $c$ ,  $K_0$  je teplotně a koncentračně nezávislá konstanta,  $\Delta H$  je aktivační entalpie,  $R$  plynová konstanta,  $T$  teplota,  $\alpha$  je řád kinetiky zotavení. [2] [6]

## 7.2 Polygonizace

Během polygonizace zaniká část dislokací a mění se jejich uspořádání. Část dislokací stejného znaménka se uspořádává do dislokačních stěn a tím zaujímají stabilní polohy. Uspořádáním do dislokačních stěn vznikají subzrna oddělená malouhlovými hranicemi. Zaujetím stabilních poloh se snižuje uložená energie a odstraní se zakřivení mřížky. Na obr. 35 je znázorněn proces polygonizace. [1] [6]



Obr. 35 Schématické znázornění polygonizace, a) deformovaný stav, b) zotavená substruktura [5]

Uplatnění polygonizace je ovlivněno energií vrstvené chyby. U hliníku, který má vysokou energii vrstvené chyby, je přeskupování dislokací snazší, a proto se polygonizace uplatní více. Podíl uvolněné uložené energie ve fázi zotavení může dosahovat až 40 %. [6]

### 7.3 Rekrystalizace

Rekrystalizace probíhá v oblasti teplot  $0,35$  až  $0,45 T_T$  – teploty tání [K]. Při rekrystalizaci vznikají z deformovaných zrn nová polyedrická zrna s nízkou koncentrací poruch. Při rekrystalizaci se uvolní zbytek uložené energie. Rekrystalizace je děj, při kterém se dávají do pohybu velkoúhlové hranice zrn. Velkoúhlové hranice se pohybují z míst s nižší dislokační hustotou do míst s vyšší dislokační hustotou. Pohybem velkoúhlových hranic dochází k „zametání“ dislokací, to znamená, že se dislokace začleňují do pohybujících se hranic. Hustota dislokací se postupně snižuje na hodnotu, která byla v kovu před plastickou deformací. [2] [6]

Rekrystalizace se dělí na primární, sekundární, někdy terciální rekrystalizaci.

#### 7.3.1 Primární rekrystalizace

Primární rekrystalizace probíhá vznikem a růstem zárodků nových zrn. Pro popis vzniku zárodků rekrystalizovaných zrn existuje řada klasických modelů. Klasické modely mají své nedostatky, proto nejpravděpodobnějšími mechanismy nukleace jsou migrace původních hranic zrn indukovaná deformací nebo růst polygonizovaných subzrn. [2] [6]

Zárodky začínají růst, když získají potřebnou dezorientaci a velikost. To znamená že malouhlové hranice se postupně změňují na velkoúhlovou a splní energetické podmínky pro růst. [2] [6]

### 7.3.2 Sekundární rekrytalizace

Sekundární rekrytalizace se projevuje růstem některých zrn na úkor sousedních. Tím dochází ke zhrubnutí zrna. Začátek sekundární rekrytalizace je velmi pomalý a existuje inkubační doba. Výrazný růst těchto zrn je způsoben buď fázemi vyloučenými na hranicích zrn, které brzdí ostatní zrna v růstu, nebo výraznou primární rekrytalizační texturou.

### 7.3.3 Kinetika rekrytalizace

Průběh rekrytalizace je možné srovnávat s fázovými transformacemi, protože rekrytalizace zahrnuje nukleaci a růst zrn. Podobností s fázovou transformací je i tvar závislosti křivky rekrytalizovaného podílu na čase. Tyto křivky zahrnují určitou nukleační dobu, poté zrychleným růstem transformovaného podílu, a na závěr sníženou rychlostí děje ve fázi styku sousedních zrn. Pro hodnocení rekrytalizace se sleduje celková kinetika rekrytalizace, kterou je možné vyjádřit Avramiho fenomenologickou rovnicí

$$X_v = 1 - \exp(-Kt^n) \quad [2]$$

Kde  $X_v$  je rekrytalizovaný podíl,  $t$  je doba izotermického rekrytalizačního žíhání,  $K$  je kinetický součinitel závislý na stupni deformace a teplotě,  $n$  je kinetický exponent, který se pohybuje v intervalu 0,5 - 4, který charakterizuje odpeňovací mechanismus. [2] [6] Teplotní závislost koeficientu  $K$  lze vyjádřit vztahem

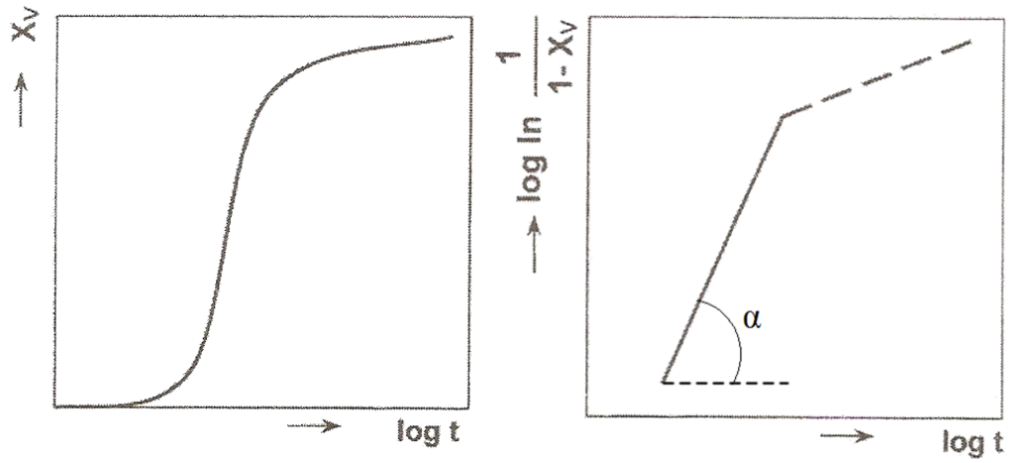
$$K = K_0 \exp\left[\frac{-H_R}{RT}\right] \quad [6]$$

Kde  $K_0$  je teplotě nezávislá konstanta,  $H_R$  je aktivační entalpie rekrytalizace,  $R$  plynová konstanta,  $T$  teplota.

Po dvojnásobným zlogaritmováním získáme závislost rekrytalizovaného podílu na čase vyjádřenou pomocí přímek se směrnici exponentu  $n$ .

$$\log \ln \frac{1}{1-X_v} = \log K + n \log t \quad [2]$$

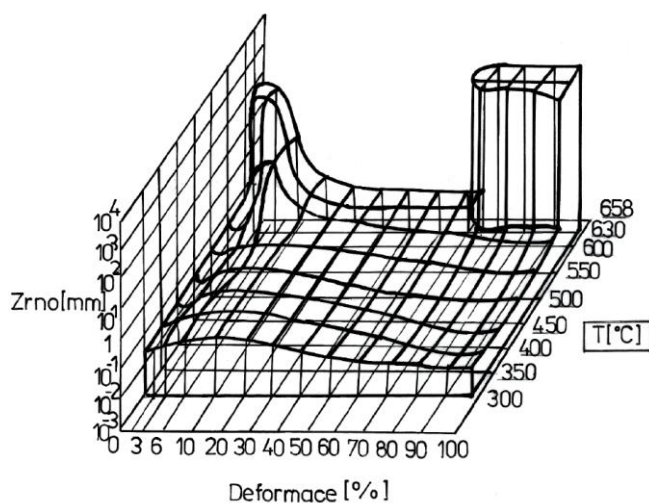
Na obr. 36 jsou znázorněny teoretické křivky rekrytalizační křivky. Reálné rekrytalizační křivky nelze popsat pouze jednou přímkou, ale nastává více zlomů se snižováním hodnot  $n$ . [2]



Obr. 36 Teoretické křivky kinetiky rekrytalizace [6]

# 8 Faktory ovlivňující rekrytalizaci

Odpeňovací procesy jsou ovlivněny celou řadou faktorů. Mezi hlavní patří materiálové faktory, parametry deformace, i teplota a doba žhání. Příkladem provázanosti mezi těmito faktory je rekrytalizační diagram uvedený na obr. 37. Ten udává závislost mezi teplotou rekrytalizačního žhání, velikostí deformace za studena a velikostí zrna. Na něm je vidět, že existují kritické hodnoty deformace (cca do 10%), po kterých dochází k enormnímu růstu zrn při vysokých tvářecích teplotách. [1]



Obr. 37 Rekrytalizační diagram hliníku čistoty 99,5 % [1]

## 8.1 Materiálové faktory

### 8.1.1 Druh materiálu

Důležitým materiálovým faktorem je energie vrstevné chyby. Hliník má vysokou energii vrstevné chyby a vzhledem ke snadnému pohybu dislokací se výrazně uplatňuje polygonizace. Polygonizace snižování uložené deformační energie brzdí rekrytalizaci a za určitých podmínek k rekrytalizaci nedojde. [6]

### 8.1.2 Čistota materiálu

Cizí atomy v krystalické mřížce základního kovu rekrytalizaci zpomalují, to znamená, že při stejné teplotě přítomnost nečistot způsobuje prodloužení doby ukončení rekrytalizace a ke zvýšení teploty začátku rekrytalizace. Nejvyšší brzdící efekt mají stopová množství cizích prvků. Se zvyšováním množství prvku je vliv na rekrytalizaci

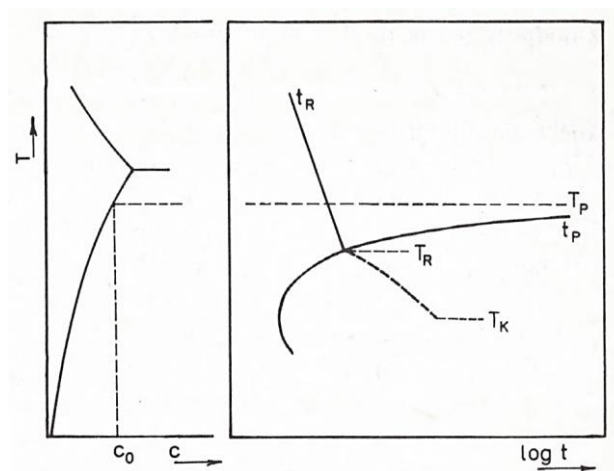
menší nebo žádný. To znamená, že do určité koncentrace prvku má prvek brzdící účinek a při větší koncentraci se prvek neprojevuje. [2] [6]

Vliv jednotlivých prvků je v krystalické mřížce rozdílný. U hliníku brzdí atomy železa rekrystalizaci více než ve stejném množství měď nebo křemík. Prvky s nejnižší rozpustností v tuhém roztoku nejvíce zvyšují teplotu rekrystalizace. [2]

### 8.1.3 Vliv precipitace

U vytvrzovaných slitin je rekrystalizace ovlivněná precipitátem. Záleží na velikosti, množství, a zda dochází k precipitaci před rekrystalizací, v průběhu rekrystalizace nebo až po rekrystalizaci. Vyloučené částice mohou rekrystalizaci buď brzdit nebo urychlovat. Malé částice rekrystalizaci brzdí (brání migraci hranice), hrubé ji naopak urychlují (lokální zvýšení napjatosti). [2] [6]

Průběh rekrystalizace závisí na teplotě precipitace. Je nutné znát teplotní závislosti počátků rekrystalizace a precipitace. Na obr. 38 je grafické znázornění doby počátku rekrystalizace  $t_R$  a počátku precipitace  $t_P$  o koncentraci  $c_0$ . [2]

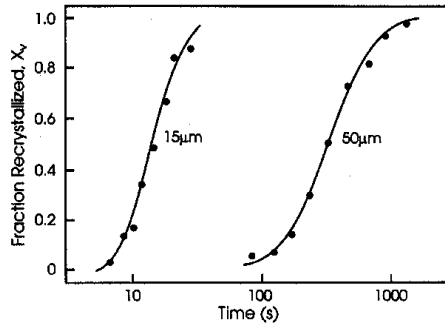


Obr. 38 Průběh počátku rekrystalizace  $t_R$  a počátku precipitace  $t_P$  pro slitinu o koncentraci  $c_0$  [2]

Teplota  $T_R$  značí případ, při němž oba děje začínají současně a dochází k vzájemnému ovlivnění v celém objemu materiálu. Pokud je teplota nižší ( $T < T_R$ ) je rekrystalizace ovlivněna částicemi sekundární fáze. Pokud je teplota vyšší ( $T > T_R$ ) probíhá precipitace v částečně nebo zcela rekrystalizované struktuře. [2]

### 8.1.4 Velikost zrna

Přednostním místem nukleace rekrystalizačních zárodků jsou hranice zrn. Při stejné deformaci struktury s jemnějším zrnem se uloží více deformační energie, čímž se zvýší hnací síla rekrystalizace. Na obr. 39 je znázorněn vliv velikosti zrna na kinetiku rekrystalizace válcované mědi při teplotě žhání 225 °C. [6]



Obr. 39 Vliv velikosti zrna na kinetiku rekrystalizace, měď, válcováno, teplota žhání 225 °C [23]

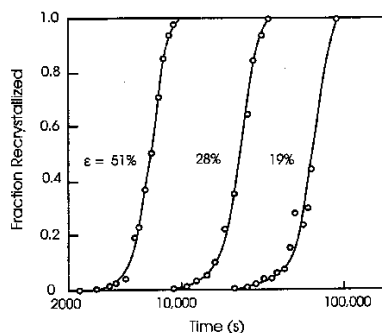
## 8.2 Parametry deformace

Parametry deformace se rozumí způsob, rychlost, velikost a teplota deformace. V následujících podkapitolách je popsána velikost deformace a vliv teploty deformace.

### 8.2.1 Velikost deformace

Vliv velikosti deformace je znázorněn na rekrystalizačním diagramu (např. obr. 38). Při malých deformacích, do 15 %, dochází obvykle k prudkému růstu zrna a zhoršení mechanických vlastností. Tuto oblast nazýváme kritickou oblastí. Při větších deformacích roste uložená energie, a tím se rekrystalizace urychluje.

Na obr. 40 je znázorněn vliv deformace na kinetiku rekrystalizace hliníku při teplotě žhání 350 °C. Z obrázku je patrné, že inkubační doba rekrystalizace se zkracuje se zvětšující se deformací.



Obr. 40 Vliv deformace na kinetiku rekrystalizace, hliník, teplota žhání 350 °C, deformace v tahu [23]

## 8.2.2 Teplota deformace

Podle teploty deformace se odpevňovací procesy dále dělí na statické a dynamické. Statické odpevňovací procesy probíhají při ohřevu za studena tvářeného kovu za studena. Dynamické odpevňovací procesy probíhají při tváření za tepla a současně probíhají zpevňovací a odpevňovací procesy. Dynamické odpevňovací procesy dělíme na dynamické zotavení a dynamickou rekrytalizaci. [2] [6]

Pro hodnocení vlivu teploty a rychlosti deformace existuje Zener – Holomonův parametr.

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp \frac{\Delta H}{RT} \quad [15]$$

kde  $\dot{\epsilon}$  je rychlost deformace,  $\Delta H$  je aktivační entalpie,  $R$  plynová konstanta,  $T$  teplota.

Tento parametr také udává hranici mezi dynamickým zotavením a rekrytalizací.

$$Z_{\text{zotavení}} > Z_{\text{kritické}} > Z_{\text{rekrytalizace}}$$

### 8.2.2.1 Dynamické zotavení

Dynamické zotavení je výsledkem současně probíhajících procesů zpevňování a odpevňování. Hnací silou je vnitřní napětí doplněné působícím vnějším napětím. Dynamické zotavení se uplatňuje zejména u kovů s vysokou energií vrstevné chyby, například u hliníku. U hliníku vzniká velmi dobře vyvinutá buněčná substruktura s hranicemi, v nichž jsou soustředěny dislokace. Mechanismus dynamického zotavení se v podstatě neliší od statického zotavení, avšak průběh je rychlejší a substruktura po dynamickém zotavení je výraznější. [2] [6]

### 8.2.2.2 Dynamická rekrytalizace

Dynamická rekrytalizace je výsledkem paralelně probíhajících zpevňovacích a odpevňovacích procesů. Přednostně se uplatňuje u kovů s nízkou energií vrstevné chyby. Mechanismus dynamické rekrytalizace je podobný jako u statické rekrytalizace, avšak kinetika je rozdílná. Rekrytalizovaná zrna rostou pouze na určitou velikost, protože současně během deformace roste hustota dislokací nejenom v dříve tvářeném objemu kovu, ale i v již rekrytalizovaných zrnech. [2] [6]



# Experimentální část

Výroba výkovků je technologicky náročný proces, jehož cílem je dosažení, pokud možno co nejlepších strukturních charakteristik a tím finálních vlastností vyráběného dílu. Hlavními parametry jsou teplota deformace, velikost deformace, počet deformačních cyklů, rychlost deformace a také způsob ochlazování. Velmi důležitý v tomto případě je i polotovar, jehož struktura je tvářením ovlivňována a výrazně měněna. Cílem práce je hodnocení deformačních parametrů na změnu vlastností materiálu a posoudit tyto změny s ohledem na použitý polotovar. Výchozím polotovarem jsou kruhové tyče vyrobené průtlačným lisováním nebo horizontálním kontinuálním litím (HCM).

## 9 Výroba vzorků pro experiment

### 9.1.1 Parametry polotovaru:

$\varnothing D = 50 \text{ mm}$ ,  $L = 100 \text{ mm}$

Pro výrobu vzorků k experimentu byla vybrána kruhová tyč o průměru  $D = 50 \text{ mm}$  a délce  $L = 100 \text{ mm}$ . Materiál tyčí je hliníková slitina EN AW 6082. Tyče vyrobené průtlačným lisováním a horizontálním tlakovým litím byly dále zpracovávány definovanou kombinací deformačních a tepelných cyklů.



Obr. 41 Výchozí polotovar pro výrobu vzorků

## 9.2 Pěchování vzorků

Experimentální program byl navržen a sestaven s ohledem na podobnost se skutečným průběhem tvářecích operací a tepelným zpracováním slitiny. Cílem bylo dosáhnout určité dílčí stavy, které mohou popsat děje vedoucí k požadovaným vlastnostem finálního výrobku. Podrobný rozpis podmínek zpracování materiálu je uveden dále.

### 9.2.1 Varianty pěchování

Deformace probíhala stlačením válce položeného mezi rovinnými kovadly (podrobněji kap. 9.2.2). Deformace průměru 50 mm je definována podle požadované pěchované výšky jako poměr pěchované výšky vzhledem k původnímu rozměru. Vztah pro výpočet je vyjádřen jako

$$\varepsilon_h = \frac{h_0 - h_1}{h_0} \cdot 100$$

kde  $h_0$  je původní průměr 50 mm a  $h_1$  je požadovaná výška. Pro opakovanou deformaci pak platí vztah upravený

$$\varepsilon_{h-\text{opakovaná}} = \frac{h_0 - h_1}{h_0} + \frac{h_1 - h_2}{h_0}$$

kde  $h_0$  je původní průměr 50 mm a  $h_1$  je pěchovaná výška po 1. kroku a  $h_2$  je konečná pěchovaná výška.

Experimentálně byly provedeny následující deformace

- 1) Deformace 70 % - pěchování z průměru 50 mm na pěchovanou výšku 15 mm
- 2) Deformace 20 + 40 % - pěchování z průměru 50 mm na pěchovanou výšku 40 mm + následné pěchování na konečnou výšku 20 mm
- 3) Deformace 40 + 20 % - pěchování z průměru 50 mm na pěchovanou výšku 40 mm + následné pěchování na konečnou výšku 20 mm

### 9.2.2 Parametry pēchování:

Teplota polotovaru = 550 °C

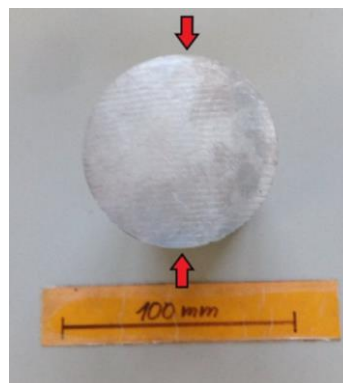
Teplota nástroje = 160 °C

Nāřezané polotovary byly vloženy do pece a ohřāty na kovací teplotu 550 °C. Poté byl upnut pēchovací nástroj s rovnými kovádky, který je vyfotografován na obr. 42. Tento nástroj se temperoval na teplotu 160 °C.



Obr. 42 Pēchovací nástroj s rovnými kovádky

Po ohřātí polotovarů na kovací teplotu 550 °C, byly vloženy mezi rovnā kovádkla. Způsob pēchování je znázorněn na obr. 43. Z obrázku je patrné, že se měnil průřez tyče na určitou pēchovanou výšku. Pro dosāhnutí požadované pēchované výšky se mezi kovádkla vložily kalené ocelové destičky. Na obr. 44 je znázorněn příklad deformace průřezu 50 mm na pēchovanou výšku 30 mm.



Obr. 43 Směr pēchování



*Obr. 44 Vzorek po pēchování*

Pro opakovanou deformaci se nejdřívě vykovaly vzorky v prvním kroku a byly ochlazeny na vzduchu. Pro opakovanou deformaci se tyto vzorky znovu ohřály na kovací teplotu a následně napēchovaly na konečnou požadovanou výšku. Po pēchování se vzorky chladily na vzduchu. Po vychladnutí vzorků byla polovina vzorků tepelně zpracována.

## **9.3 Tepelné zpracování**

### **9.3.1 Parametry tepelného zpracování**

Rozpouštěcí žíhání: Teplota = 530 °C, doba rozpouštěcího žíhání = 60 minut

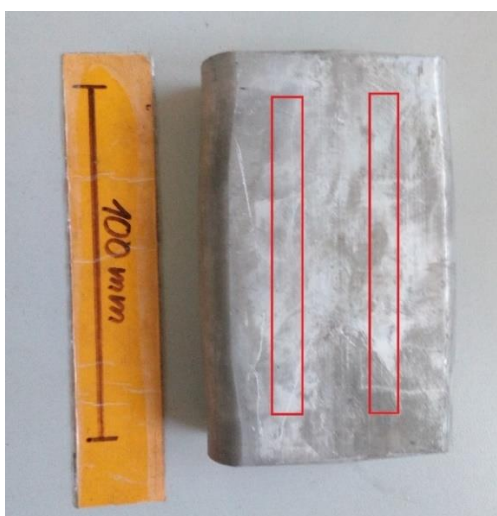
Prodleva mezi rozpouštěcím žíháním a umělém stárnutí: 24 hodin

Umělé stárnutí: Teplota = 170 °C, doba stárnutí = 420 minut

# 10 Zkouška tahem

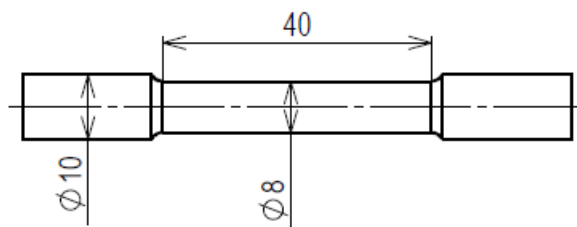
Pro ověření mechanických vlastností materiálu v jednotlivých stavech byla provedena zkouška tahem dle ČSN EN ISO 6892-1. Zkouška tahem je základní zkouškou k hodnocení mechanických vlastností – smluvní mez kluzu ( $R_{p0,2}$ ), meze pevnosti v tahu, tažnosti a kontrakce.

Zkušební tělesa pro tahovou zkoušku byla připravena z oblasti znázorněné na obr. 45. Je to přechodová oblast mezi povrchem a jádrem vzorku.



Obr. 45 Znáznornění oblasti pro zkušební tělesa pro zkoušku tahem

Pro každou variantu byla připravena dvě zkušební tělesa. Tvar a rozměry zkušebních těles jsou znázorněny na obr. 46. Průměr zkušebního tělesa je 8 mm a počáteční měřená délka  $L_0 = 40$  mm.



Obr. 46 Rozměry zkušebního tělesa pro tahovou zkoušku

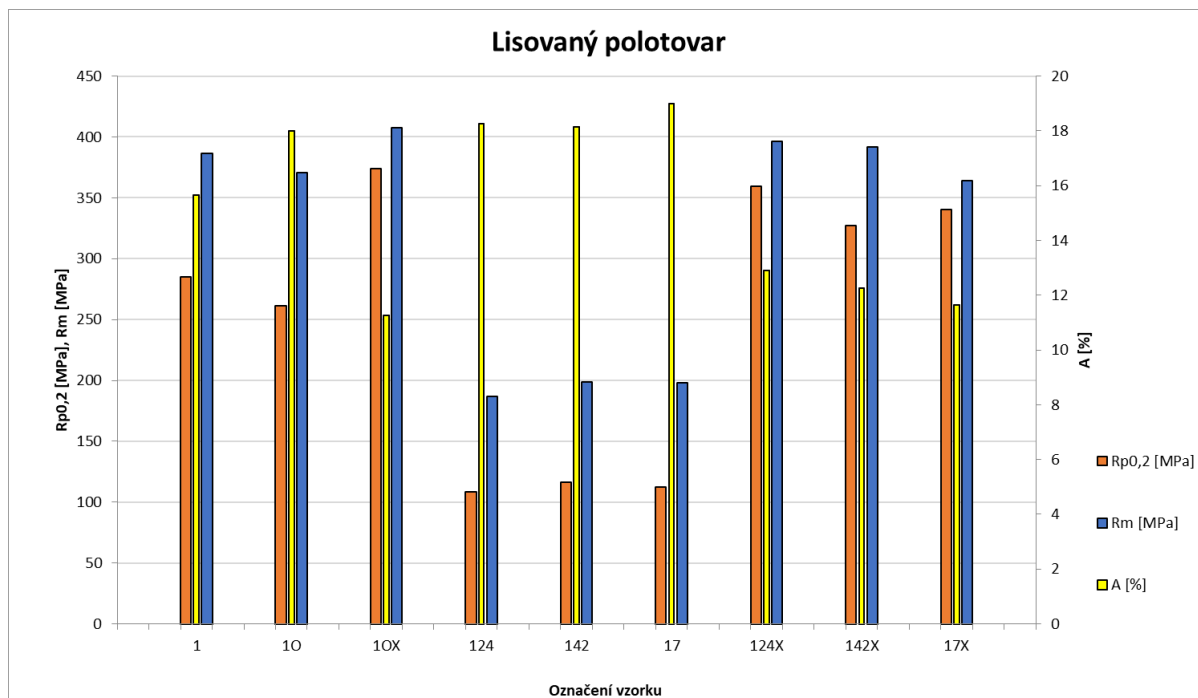
## 10.1 Vyhodnocení zkoušky tahem

### 10.1.1 Zkouška tahem – lisovaný polotovár

Výsledky zkoušky tahem jsou souhrnně uvedeny v tab. 15 a na obr. 47.

Tab. 15 Vyhodnocení zkoušky tahem pro vzorky z lisovaného polotovaru

Označení vzorku	Popis varianty	Č. vzorku	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Z [%]
1	Výchozí stav	1	285	381	15,7	31
		2	285	392	15,7	31
10	Ohřev na kovací teplotu	1	263	374	18,8	35
		2	259	367	17,3	34
10X	Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	1	369	406	10,0	39
		2	379	410	12,5	33
124	Deformace 20 + 40 %	1	110	193	19,0	39
		2	107	181	17,5	34
142	Deformace 40 + 20 %	1	118	200	16,0	40
		2	115	197	20,3	32
17	Deformace 70 %	1	119	200	19,0	36
		2	106	197	19,0	44
124X	Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	1	358	397	14,0	37
		2	361	395	11,8	38
142X	Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	1	336	389	12,0	35
		2	318	394	12,5	39
17X	Deformace 70 % + tepelné zpracování	1	322	344	12,3	38
		2	360	384	11,0	41



Obr. 47 Porovnání mezi kluzu, mezi pevnost, tažnosti – vzorky z lisovaného polotovaru

Na obr. 47 je znázorněno porovnání jednotlivých variant pěstovaných vzorků z lisovaného polotovaru.

Po deformaci u lisovaného polotovaru (124, 142, 17):

- a) **Pevnostní charakteristiky** ( $R_{p0,2}$ ,  $R_m$ ) se po pěstování se v porovnání s variantou po ohřevu na kovací teplotu (1O) výrazně snižují. Pevnostní charakteristiky se mezi variantami po pěstování (124, 142, 17) neliší.
- b) **Tažnost** (A) zůstává přibližně stejná jako je tomu u varianty po ohřevu na kovací teplotu (1O).

Po tepelném zpracování u lisovaného polotovaru (124X, 142X, 17X):

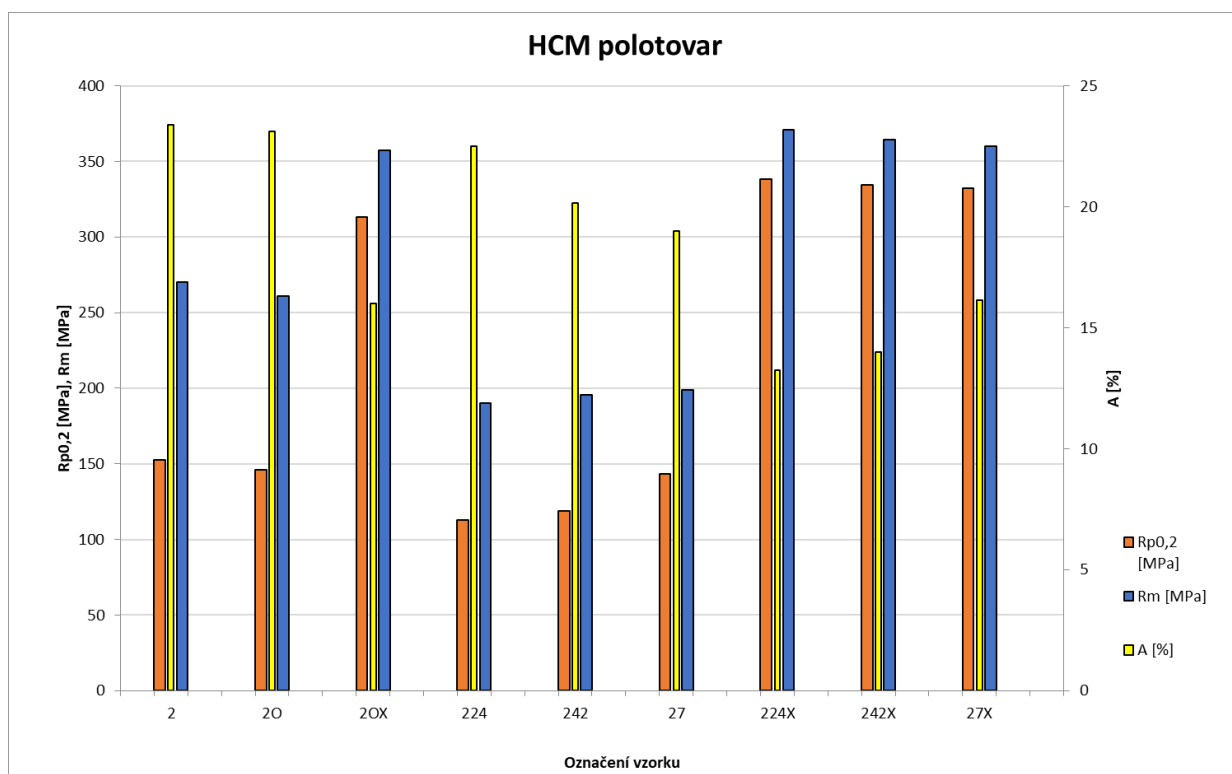
- a) **Pevnostní charakteristiky** ( $R_{p0,2}$ ;  $R_m$ ) se po tepelném zpracování výrazně zvyšují. V porovnání s variantou po ohřevu na kovací teplotu s tepelným zpracováním (1OX) má nižší pevnostní charakteristiky. Nejnižší pevnostní charakteristiky mezi vzorky po deformaci s tepelným zpracováním jsou u varianty po deformaci 70 % s tepelným (17X), kde hrubozrnná povrchová vrstva zasahuje i do vnitřní oblasti průřezu vzorku.
- b) **Tažnost** (A) se po tepelném zpracování sníží. V porovnání s variantou po ohřevu na kovací teplotu s tepelným zpracováním (1OX) jsou hodnoty tažnosti mírně vyšší v důsledku zjemnění zrna.

## 10.1.2 Zkouška tahem – HCM polotovaru

Výsledky zkoušky tahem jsou souhrnně uvedeny v tab. 16 a na obr. 48.

Tab. 16 Vyhodnocení zkoušky tahem pro vzorky z HCM polotovaru

Označení vzorku	Popis varianty	Č. vzorku	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Z [%]
2	Výchozí stav	1	157	273	23,3	44
		2	148	267	23,5	43
20	Ohřev na kovací teplotu	1	147	262	23,5	43
		2	145	260	22,8	44
20X	Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	1	313	357	15,5	31
		2	313	358	16,5	36
224	Deformace 20 + 40 %	1	108	190	22	46
		2	118	190	23	47
242	Deformace 40 + 20 %	1	120	195	19	53
		2	118	196	21,3	50
27	Deformace 70 %	1	143	199	20,5	50
		2	144	199	17,5	56
224X	Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	1	337	369	13	43
		2	340	373	13,5	45
242X	Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	1	335	365	13	44
		2	333	364	15	36
27X	Deformace 70 % + tepelné zpracování	1	334	362	17,3	54
		2	331	359	15	44



Obr. 48 Porovnání mezi kluzu, mezi pevnost, tažnosti – vzorky z HCM polotovaru

Na obr. 48 je znázorněno porovnání jednotlivých variant pěstovaných vzorků z HCM polotovaru.



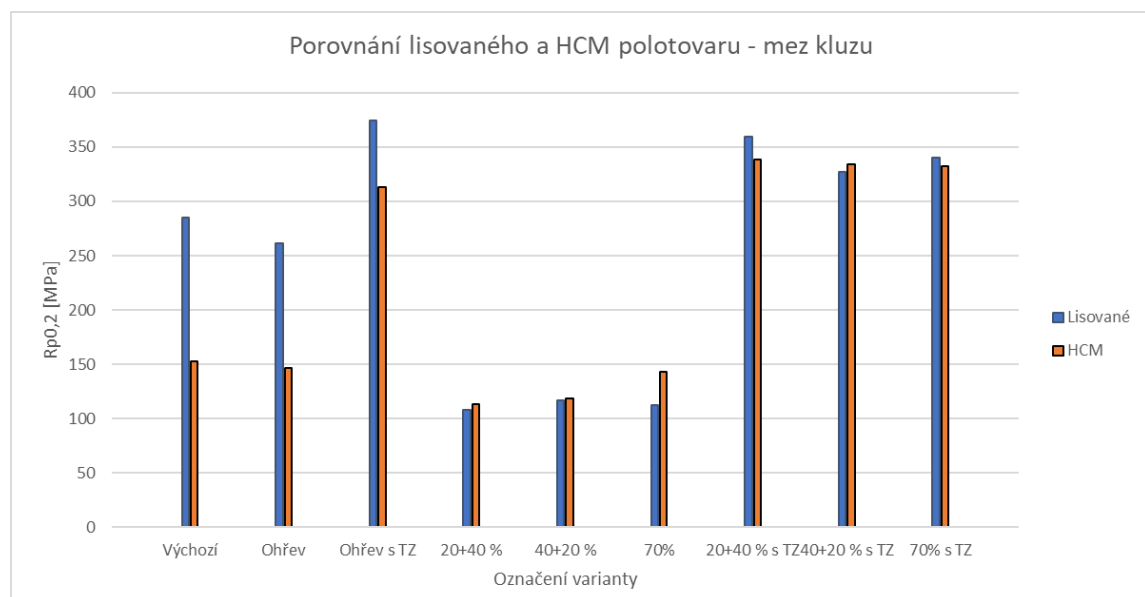
Po deformaci u HCM polotovaru (224, 242, 27):

- Pevnostní charakteristiky** ( $R_{p0,2}$ ,  $R_m$ ) se po přechování se v porovnání s variantou po ohřevu na kovací teplotu (2O) výrazně snižují. Mez kluzu ( $R_{p0,2}$ ) je nejvyšší u varianty po deformaci 70 % (27), mez pevnosti se mezi variantami po deformaci téměř neliší.
- Tažnost** (A) se v porovnání s variantou ohřev na kovací teplotu (2O) snižuje. Nejvyšší hodnotu tažnosti má varianta po deformaci 20+40 % (224) a nejnižší varianta po deformaci 70 % (27).

Po tepelném zpracování u HCM polotovaru (224X, 242X, 27X):

- Pevnostní charakteristiky** ( $R_{p0,2}$ ,  $R_m$ ) se po tepelném zpracování výrazně zvyšují. V porovnání s variantou po ohřevu na kovací teplotu s tepelným zpracováním (2OX) má mírně vyšší pevnostní charakteristiky.
- Tažnost** (A) se po tepelném zpracování sniží. V porovnání s variantou po ohřevu na kovací teplotu s tepelným zpracováním (1OX) jsou hodnoty tažnosti mírně nižší (224X, 242X). U varianty deformace 70 % s tepelným zpracováním (17X) je tažnost přibližně stejná.

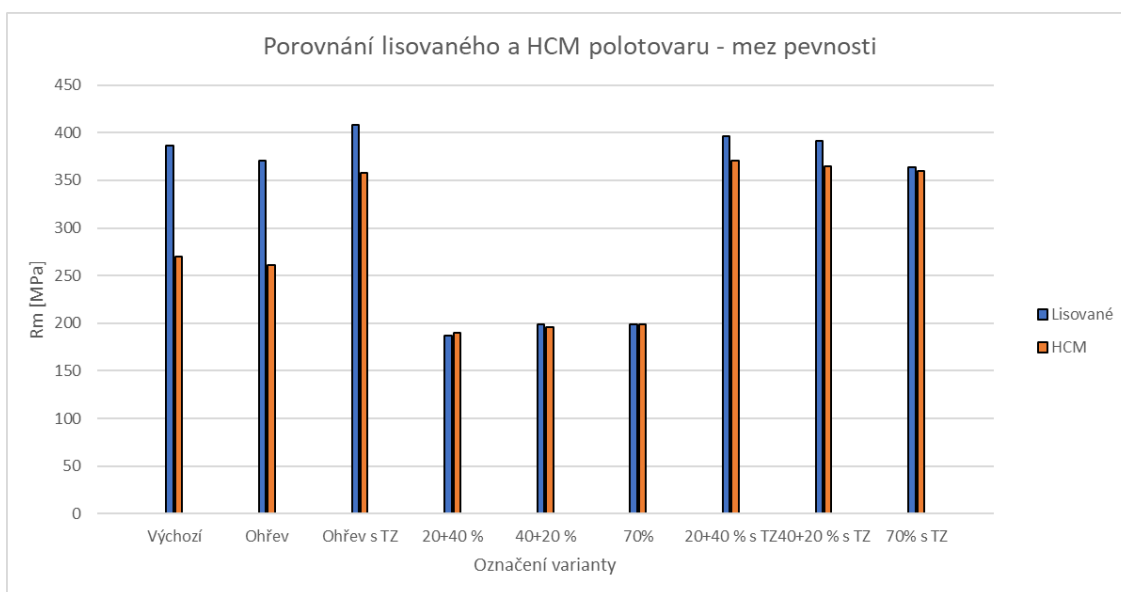
### 10.1.3 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – zkouška tahem



Obr. 49 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – mez kluzu

Na obr. 49 je znázorněno porovnání meze kluzu ( $R_{p0,2}$ ) mezi lisovaným a HCM polotovarem. Z tohoto porovnání je zřejmé, že:

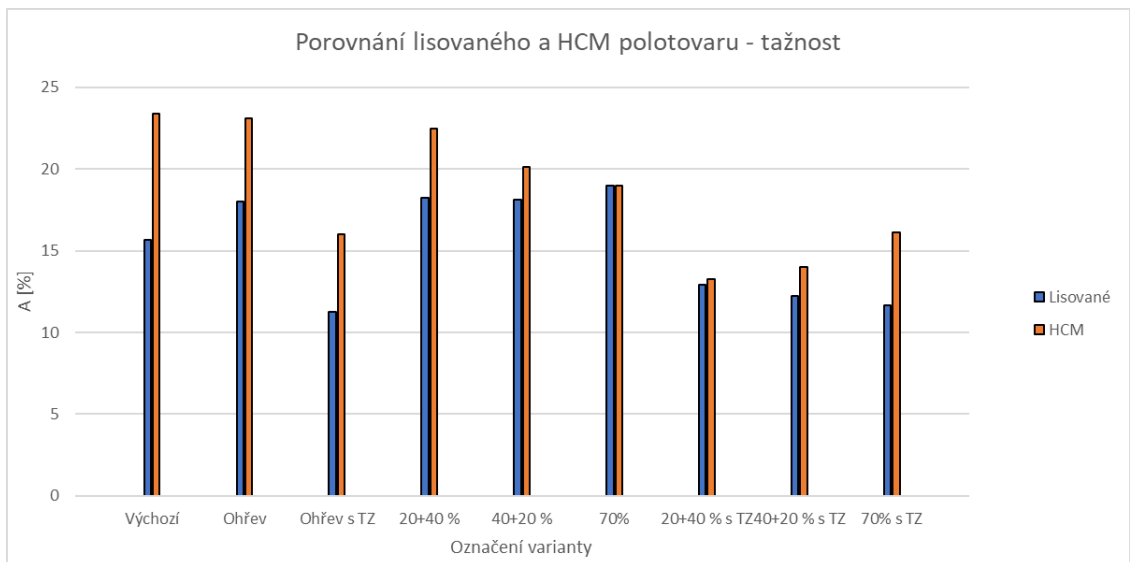
- U výchozího stavu, po ohřevu na kovací teplotu a po ohřevu s tepelným zpracováním je mez kluzu vyšší u lisovaného polotovaru.
- Po deformaci je mez kluzu mírně vyšší u HCM polotovaru.
- Po teplem zpracování hodnoty meze kluzu jsou mezi lisovaným a HCM polotovarem přibližně stejné.



Obr. 50 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – mez pevnosti

Na obr. 50 znázorněno porovnání meze pevnosti ( $R_m$ ) mezi lisovaným a HCM polotovarem. Z tohoto porovnání je zřejmé, že:

- U výchozího stavu, po ohřevu na kovací teplotu a po ohřevu s tepelným zpracováním je mez pevnosti vyšší u lisovaného polotovaru
- Po deformaci je mez pevnosti přibližně stejná.
- Po teplem zpracování se hodnoty meze pevnosti je u variant (20+40 % s TZ, 40+20 % s TZ) vyšší u lisovaného polotovaru, avšak u deformace 70% s TZ se hodnoty meze pevnosti vyrovnávají.



*Obr. 51 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – tažnost*

Na obr. 51 znázorněno porovnání tažnosti (A) mezi lisovaným a HCM polotovarem. Z tohoto porovnání je pozorovatelné:

- a) U výchozího stavu, po ohřevu na kovací teplotu a po ohřevu s tepelným zpracováním je tažnost vyšší u HCM polotovaru.
- b) Po deformaci je tažnost vyšší u HCM polotovaru.
- c) Po tepelném zpracování je tažnost vyšší u HCM polotovaru.

# 11 Vyhodnocení makrostruktury

Problémem zápusťkových výkovků vyráběných z hliníkových slitin je vznik hrubozrnné vrstvy v oblasti kritických deformací (v povrchové vrstvě). K tvorbě hrubozrnných povrchových vrstev jsou slitiny AlMgSi náchylné, mezi které tyto slitina EN AW-6082 patří. Tyto vrstvy nelze odstranit ani tepelným zpracováním, naopak se hrubozrnné oblasti mohou zvětšit. Oblasti hrubozrnné povrchové vrstvy mají nižší mechanické, únavové vlastnosti, mají nižší korozní odolnost a zhoršují kvalitu povrchu výkovku. [1]

K hodnocení těchto hrubozrnných povrchových vrstev se používá ve firmě Strojmetal Aluminium Forging s.r.o. makroskopický řez materiálem. Znázornění orientace řezu je uvedena na obr. 52. Řez byl proveden v příčném směru pěchovaného vzorku ve středové oblasti.



Obr. 52 Znázornění polohy a orientace makroskopického řezu

Po nařezání a jemném frézování se tento makroskopický řez moří. Postup moření je následující: makroskopický řez se nejprve vnoří do hydroxidu sodného (NaOH), následuje oplach vodou, vnoří se do kyseliny dusičné ( $\text{HNO}_3$ ) a na závěr se provede oplach vodou, aby se smyly zbytky mořících látek.

Po moření je na těchto makroskopických řezech vidět rozhraní mezi hrubozrnnou vrstvou a jemnozrnnou strukturou. Hrubozrnná vrstva se od jemnozrnné struktury je rozpoznatelná podle vyššího lesku. Tuto hrubozrnnou vrstvu je možné pozorovat u

vzorků z lisovaného polotovaru (kap. 11.1), tloušťka této hrubozrnné povrchové vrstvy byla vyhodnocena v kap. 11.2.

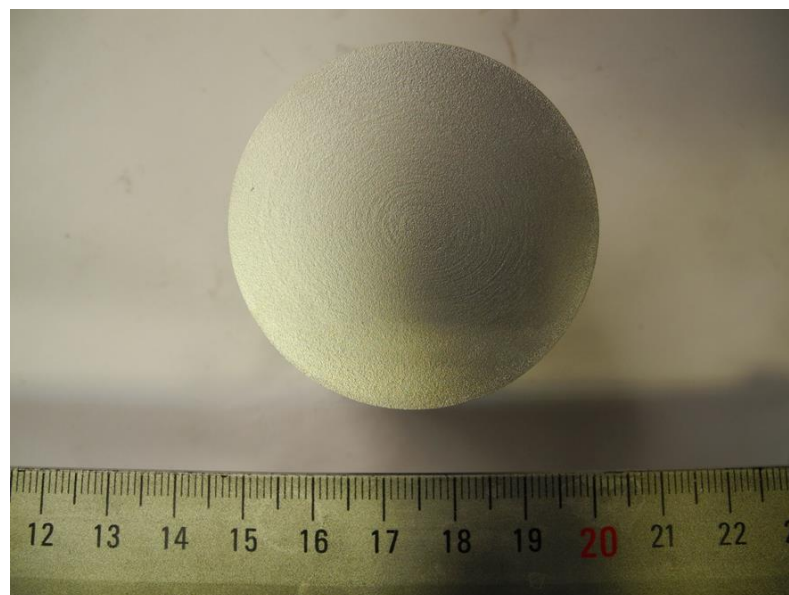
Na rozdíl od lisovaného polotovaru, velkou předností HCM polotovaru je, že tyto hrubozrnné povrchové vrstvy netvoří (kap. 11.3).

Makroskopické řezy byly fotografovány s měřítkem. Kompletní fotodokumentace je k dispozici v příloze.

## 11.1 Makrostruktura – lisovaný polotovar

Vývoj hrubozrnné povrchové vrstvy je znázorněn na variantách ohřevu na kovací teplotu (obr. 53), ohřevu na kovací teplotou s tepelným zpracováním (obr. 54), hrubozrnné vrstvy pro opakovanou deformaci 40 +20 % (obr. 55), deformaci 40 +20 % + tepelné zpracování (obr. 56), deformaci 70 % (obr. 57), deformaci 70 % + tepelné zpracování (obr. 58), a to pro lisovaný polotovar.

Na obr. 53 je dokumentována makrostruktura pro variantu po ohřevu na kovací teplotu. Na povrchu lze pozorovat tenkou hrubozrnnou vrstvu, která vznikla při výrobě lisovaného polotovaru. Tato vrstva by neměla být silnější než 1 mm. Na obr. 54 je nafočená makrostruktura pro variantu po ohřevu na kovací teplotu po tepelném zpracování. Hrubozrnná povrchová vrstva se po tepelném zpracování výrazně neztvrdila.

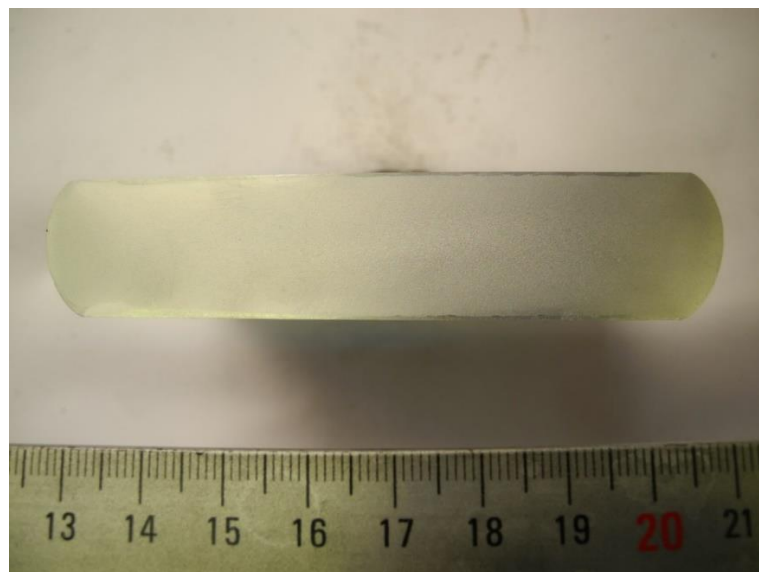


*Obr. 53 Makrostruktura, lisovaný polotovar, ohřev na kovací teplotu*

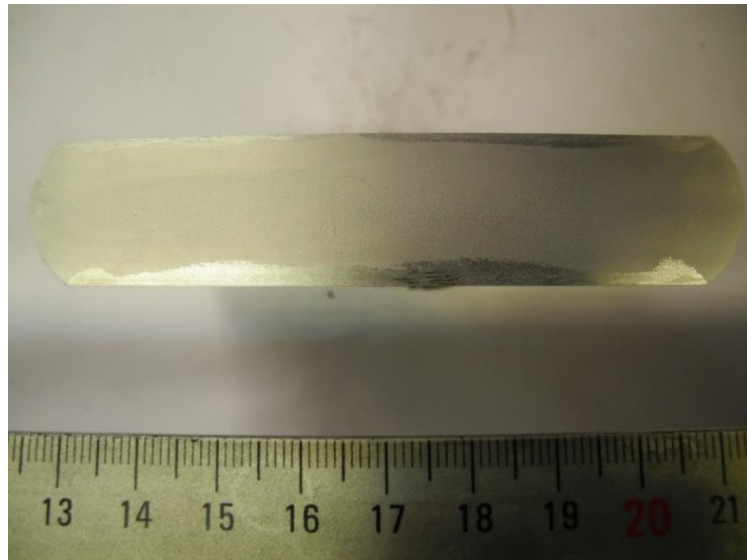


*Obr. 54 Makrostruktura, lisovaný polotovár, ohřev na kováčské teploty s tepelným zpracováním*

Na obr. 55 je dokumentována makrostruktura lisovaného polotovaru po deformaci 40 + 20 %. U této varianty je viditelná souvislá hrubozrnná vrstva. Po tepelném zpracování (obr. 56) došlo k výraznému zvětšení tloušťky této vrstvy.



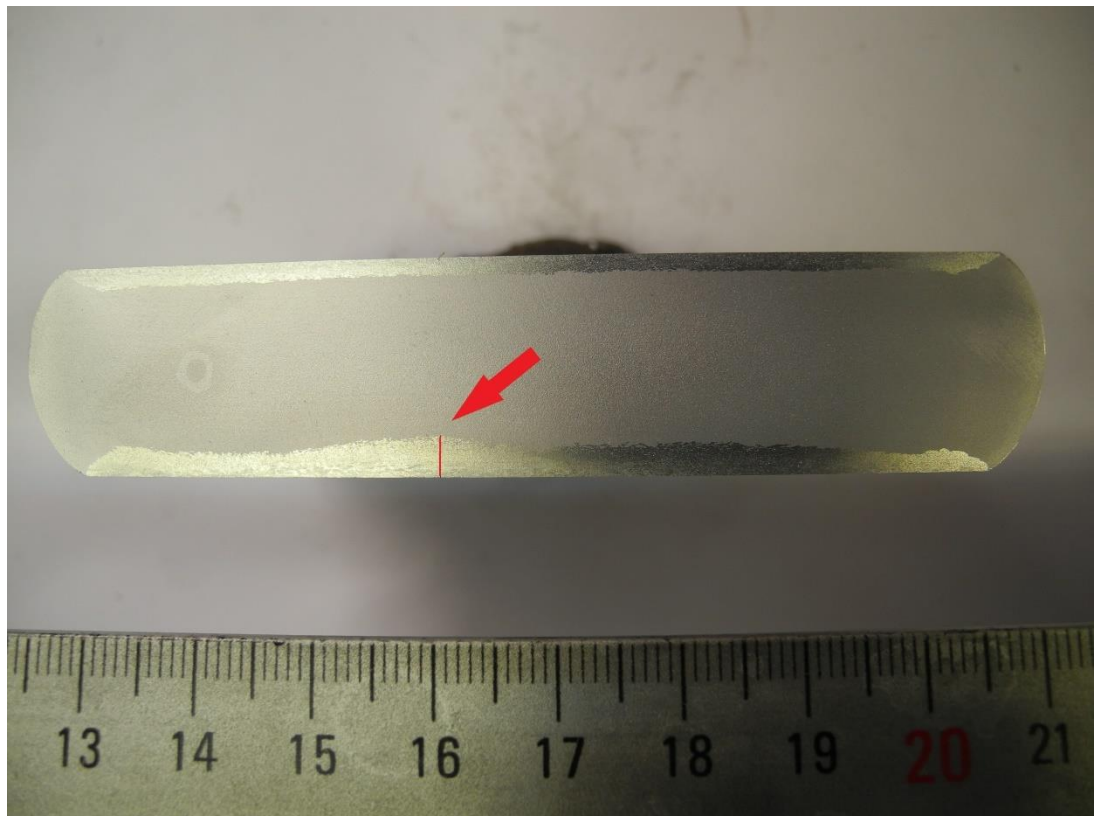
*Obr. 55 Makrostruktura, lisovaný polotovár, deformace 40 + 20 %*



*Obr. 56 Makrostruktura, lisovaný polotovar, deformace 40 + 20 %+ tepelné zpracování*

## **11.2 Měření tloušťky hrubozrnné vrstvy – lisovaný polotovar**

Pro měření tloušťky hrubozrnné povrchové vrstvy bylo použito posuvné měřítko. Měření bylo provedeno v místě nejsilnější tloušťky. Příklad měření v místě nejsilnější hrubozrnné povrchové vrstvy je znázorněn na obr. 57.

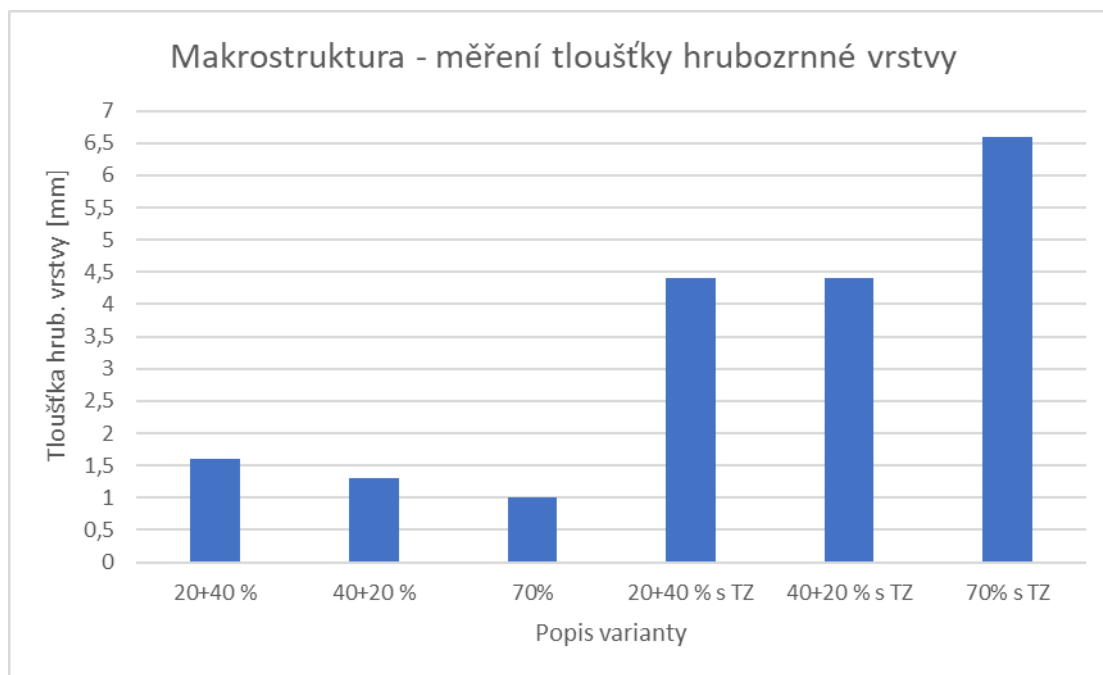


*Obr. 57 Měření tloušťky hrubozrnné vrstvy*

Výsledky měření tloušťky hrubozrnné povrchové vrstvy jsou uvedeny v tab. 17 a na obr. 58.

Tab. 17 Měření tloušťky hrubozrnné vrstvy – lisovaný polotovár

Popis varianty	Tloušťka hrubozrnné vrstvy [mm]
Ohřev	do 0,1
Ohřev s TZ	do 0,1
20 + 40 %	1,6
40 + 20 %	1,3
70%	1
20 + 40 % s TZ	4,4
40 + 20 % s TZ	4,4
70 % s TZ	6,6



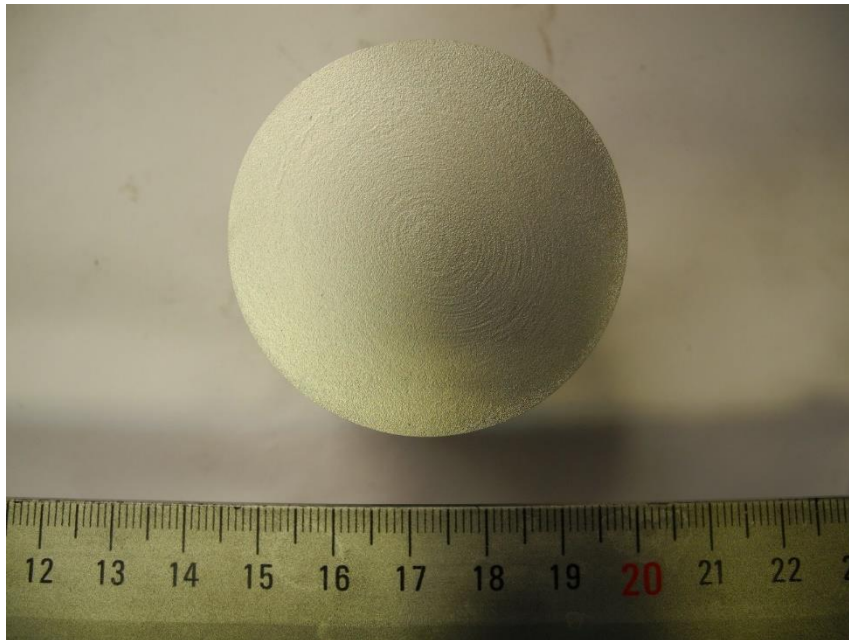
Obr. 58 Měření tloušťky hrubozrnné vrstvy – lisovaný polotovár

Z těchto výsledků vyplývá, že u variant po ohřevu na kovací teplotu a ohřevu s tepelným zpracováním, je tloušťka hrubozrnné vrstvy do 0,1 mm. Po deformaci se tloušťka hrubozrnné vrstvy pohybuje mezi 1 – 1,5 mm. Po tepelném zpracování se tloušťka několikanásobně zvýší. U varianty s deformací 70 % s tepelným zpracováním došlo k vytvoření nejsilnější hrubozrnné vrstvy.



### 11.3 Makrostruktura – HCM polotovar

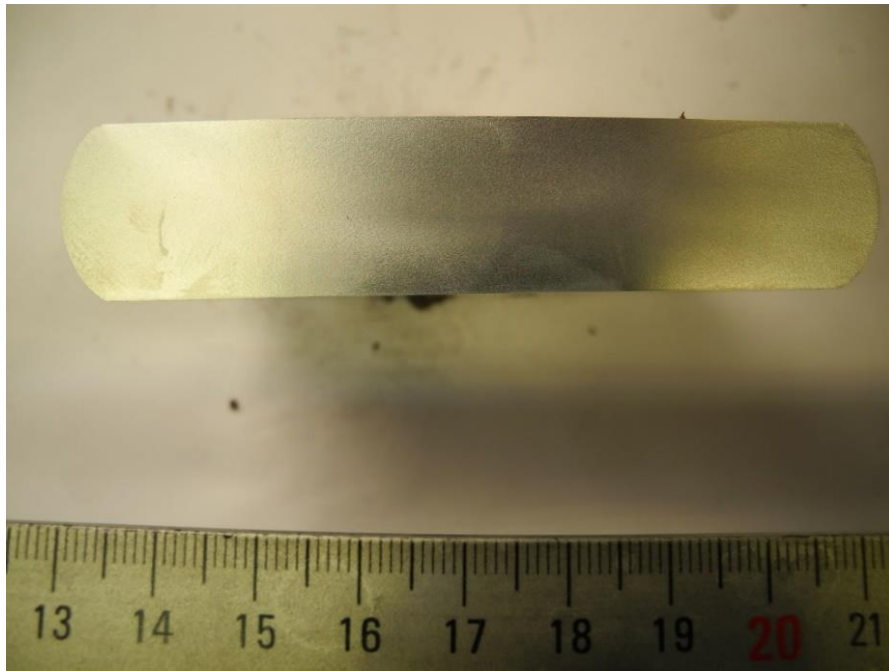
Na obrázcích pěstovaných vzorků z HCM polotovaru (obr. 59 – 62) je patrné, že nemají sklon ke tvorbě hrubozrnné povrchové vrstvy narozdíl od lisovaných polotovarů.



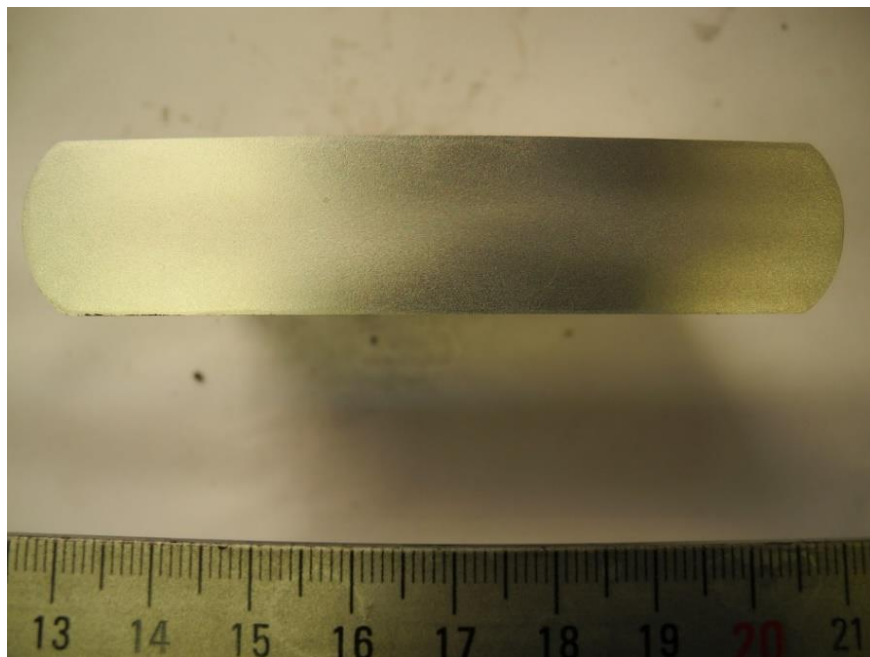
*Obr. 59 Makrostruktura, HCM polotovar, ohřev na kovací teplotu*



*Obr. 60 Makrostruktura, HCM polotovar, ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním*



*Obr. 61 Makrostruktura, HCM polotovar, deformace 40 + 20 %*



*Obr. 62 Makrostruktura, HCM polotovar, deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování*

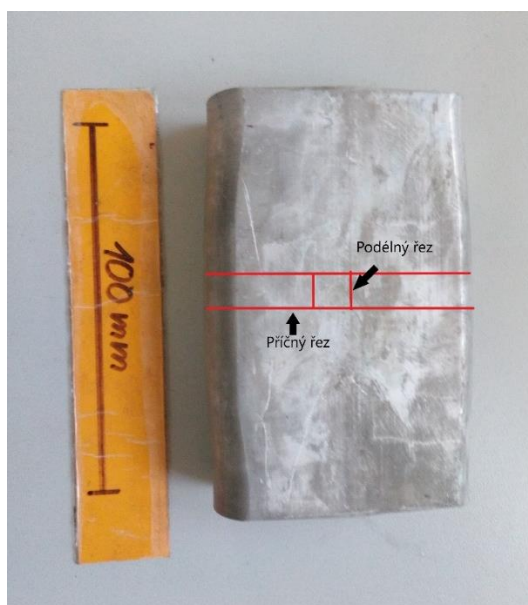
## 12 Příprava metalografických výbrusů

Mikrostruktura se hodnotila v příčném a podélném směru v oblasti jádra a na povrchu u každé varianty pēchovaných vzorků.

Aby bylo možné pozorovat strukturu pod optickým mikroskopem, je nutné připravit metalografický výbrus. Postup přípravy metalografického výbrusu se skládá z nařezání vzorků, zalisování, broušení, leštění a leptání.

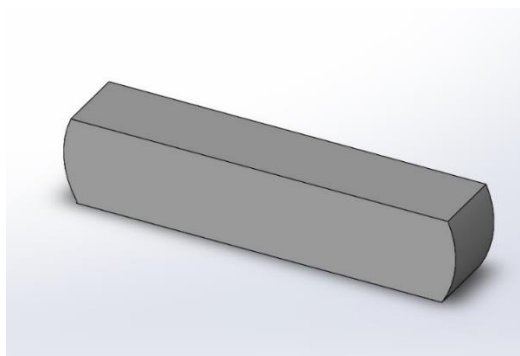
### 12.1 Řezání vzorků

Pro každou variantu pēchovaných vzorků byly připraveny metalografické výbrusy v příčném a podélném směru. Pro řezání vzorků byla použita kotoučová pila LECO MSX255 s kotoučem 811-077-110 určený k řezání nezelezných kovů. Při řezání byla použita řezná kapalina. Na obr. 63 je znázorněn způsob, kterým byly pēchované vzorky nařezány v podélném a příčném směru.

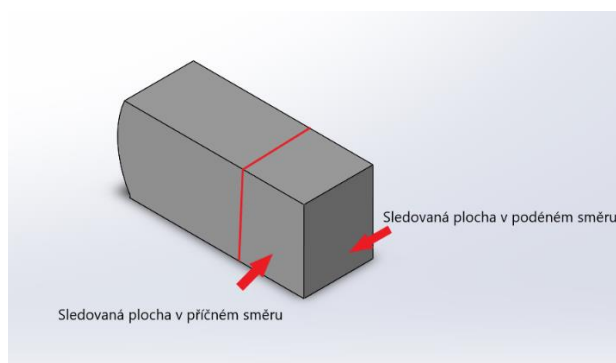


Obr. 63 Řezání pēchovaného vzorku v příčném a podélném směru

Na obr. 64 a obr. 65 je znázorněn postup řezání. Nejprve se řezalo v příčném směru, čímž vznikl pás o tloušťce cca 15 mm. Poté byl tento pás přeříznut ve středu pásu. Tím vznikl vzorek pro hodnocení mikrostruktury v podélném směru. Následně byl vzorek znovu přeříznut v podélném směru a tím vznikl vzorek pro hodnocení mikrostruktury v příčném směru.



Obr. 64 Postup řezání pýchovaného vzorku pro přípravu metalografického vzorku



Obr. 65 Znáznornění sledovaných ploch pro hodnocení mikrostruktury v podélném a příčném směru

## 12.2 Lisování metalografických vzorků

Pro usnadnění manipulace a automatizace broušení byly nařezané vzorky zalisovány do černého bakelitu. Byl použit stroj LECO PR 4X.

**Parametry lisování:** Prášek – Black Bakelite Powder, teplota lisování 160 °C, tlak lisování 20 MPa, doba lisování – 3,5 minuty. Chlazení vodou na 65 °C.

## 12.3 Broušení

Po zalisování je potřeba vzorky vybrousit. Broušení bylo provedeno na brusce/leštičce LECO GPX 300. Broušení se provádí pomocí brusných papírů s různou drsností, a to od nejhrubšího po nejjemnější. Broušení bylo provedeno šesti kroky (tab. 18), od zrnitosti P60 až P4000. Broušení se provádí jednotlivými brusnými papíry do té doby, dokud zcela nezmizí rýhy z předchozího broušení. Broušení se provádí v kolmém směru na rýhy, které zůstaly z předchozího broušení. Rychlost otáček byla 200 otáček za minutu, během broušení bylo použito ochlazování vodou.

Tab. 18 Pořadí a zrnitost použitých brusných papírů

Pořadí	Zrnitost
1.	P60
2.	P240
3.	P600
4.	P1000
5.	P2500
6.	P4000

## 12.4 Leštění

Leštěním se získá kvalitní lesklý povrch bez rýh, které zůstaly po posledním broušení. Vyleštěný vzorek se po leštění opláchne vodou, opláchne lihem a osuší. Pro leštění byl použit stejný stroj jako pro broušení. Leštění bylo prováděno automatickým režimem. K leštění byl použit leštící kotouč se suspenzí koloidního oxidu křemičitého OP-S NonDry. Rychlost otáček byla nastavena na 150 otáček za minutu s přítlačnou silou 24 N.

## 12.5 Leptání

Po leštění následuje proces leptání. Leptání je nejproblémovější částí celé přípravy metalografického výbrusu. Pokud dojde k pře leptání vzorku je nutné znovu opakovat leštění. Obzvláště hliníkové slitiny jsou citlivé na pře leptání, to znamená, že časový rozsah, při kterém došlo ke správnému leptání a pře leptání byl krátký. Obecně platilo, že vzorky, které byly tepelně zpracované, se leptaly výrazně lépe.

Na leptání k zvýraznění hranic zrn se nejvíce osvědčilo Weckovo činidlo. Příprava Weckova činidla je podle [1] následující: 100 ml destilované vody, 4 g manganistanu draselného a 1 g hydroxidu sodného. Weckovo činidlo se v některých případech kombinovalo s Dix – Kellerovým činidlem. Příprava Dix – Kellerového činidla je podle [17] následující: 190 ml destilované vody a 5 ml kyseliny dusičné s koncentrací 70 %.

Leptání lisovaných vzorků bylo provedeno pomocí Weckova činidla. Doba leptání se pohybovala mezi 10 – 40 sekundami.

Leptání HCM vzorků bylo provedeno kombinací Dix – Kellerova a Weckova činidla. Postup leptání byla následující: 10 vteřin Dix – Kellerovo činidlo a následně 10 – 30 vteřin Weckovým činidlem.

Nejlépeších výsledků struktury se dosahovalo po třetím opakovaném leštění a následném leptání.

# 13 Vyhodnocení mikrostruktury

Cílem vyhodnocení mikrostruktury bylo získat představu o průběhu odpevňovacích procesů u pěstovaných vzorků. Mikrostruktura byla sledována v oblasti povrchu a jádra pěstovaných vzorků.

. V jádru vzorku bylo úkolem stanovit velikost zrna a podíl rovnoosého rekrystalizovaného zrna. Na povrchu vzorků bylo úkolem zhodnotit velikost zrn na povrchu

Tato kapitola obsahuje způsob a metodiku, jakým způsobem byla mikrostruktura hodnocena. Hodnocení je rozděleno na hodnocení v jádře a na povrchu vzorku.

## 13.1 Hodnocení mikrostruktury v jádře vzorků

Jádro vzorku je oblast, kde má rozložení deformace po pěstování podle obr. 29 rovnoměrný charakter, proto je tato oblast pro hodnocení zajímavá. Hodnocení mikrostruktury v jádře vzorku je rozděleno do dvou částí. První částí je hodnocení rekrystalizovaného podílu v podélném řezu. Druhou částí je hodnocení velikosti zrna jak v podélném, tak i v příčném řezu.

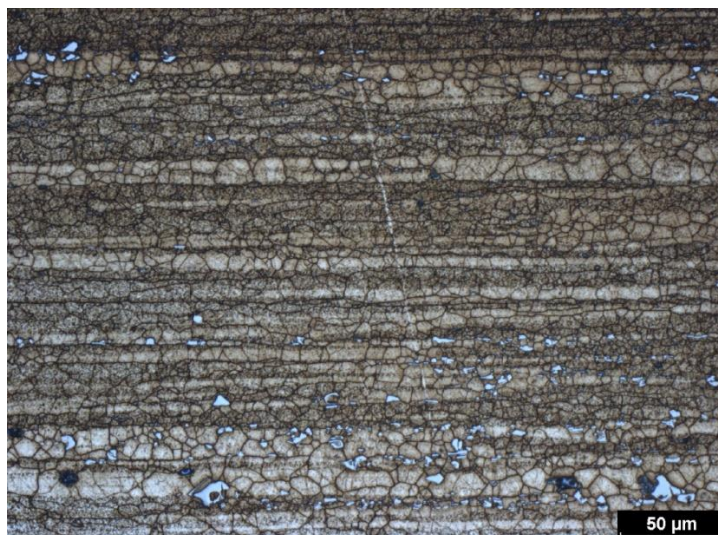
### 13.1.1 Lisovaný polotovar – struktura v jádru (podélný řez)

Na obr. 66 a obr. 67 je porovnání lisovaného polotovaru po ohřevu a po ohřevu s tepelným zpracováním. Na obrázcích je vidět, že po tepelném zpracování z původních protažených zrn vznikají rekrystalizací rovnoosá zrna.



Obr. 66 Lisovaný polotovar ohřátý na kovací teplotu – jádro (podélný řez)



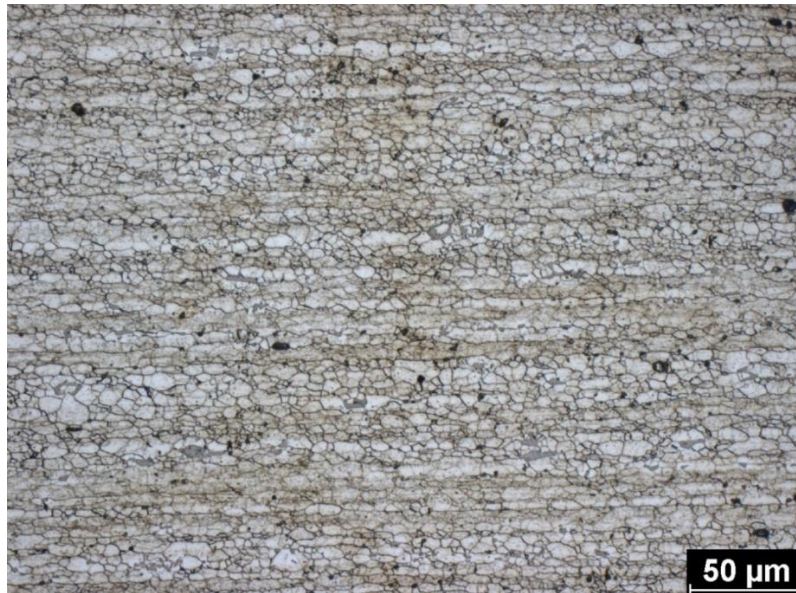


*Obr. 67 Lisovaný polotovar ohřátý na kovací teplotu po tepelném zpracování – jádro (podélný řez)*

Na obr. 68 a obr. 69 je porovnání lisovaných polotovaru po opakované deformaci a po opakované deformaci s tepelným zpracováním. Na obrázcích je vidět, že po tepelném zpracování dojde ke zjemnění struktury a podíl rovnoosých rekrystalizovaných zrn se zvýší.



*Obr. 68 Lisovaný polotovar po deformaci 20 + 40 % – jádro (podélný řez)*



*Obr. 69 Lisovaný polotovar po deformaci 20 + 40 % a po tepelném zpracování – jádro (podélný řez)*

### **13.1.2 HCM polotovar – struktura v jádru (podélný řez)**

Na obr. 70 je obr. 71 je porovnání HCM polotovaru po ohřevu a po ohřevu s tepelným zpracováním. Na obrázcích je vidět, že původní struktura je dendritická a po tepelném zpracování nevznikají nová rekrystalizovaná zrna, protože struktura polotovaru není deformovaná, jako tomu bylo u lisovaných polotovarů.



*Obr. 70 HCM polotovar ohřátý na kovací teplotu – jádro (podélný řez)*





*Obr. 71 HCM polotovar ohřátý na kovací teplotu po tepelném zpracování – jádro (podélný řez)*

Na obr. 72 a obr. 73 je porovnání HCM polotovaru po opakované deformaci a po opakované deformaci s tepelným zpracováním. Po deformaci se původní dendritická struktura deformuje a vznikají oblasti s jemnými rekrystalizovanými zrnny. Na obrázcích je vidět, že po tepelném zpracování se struktura zjemňuje.



*Obr. 72 HCM polotovar po deformaci 20 + 40 % – jádro (podélný řez)*





*Obr. 73 HCM polotovar po deformaci 20 + 40 % s tepelným zpracováním – jádro (podélný řez)*

### **13.1.3 Lisovaný polotovar – struktura v jádru (příčný řez)**

Na obr. 74 a obr. 75 je porovnání lisovaného polotovaru po opakované deformaci a po opakované deformaci s tepelným zpracováním. Na obr. 68 jsou oblasti, které nejsou dostatečně naleptány, ve větším zvětšení jsou zde vidět náznaky hranic zrn. V příčném řezu je vidět průřez prodloužených zrn. Po tepelném zpracování se struktura zjemňuje.



*Obr. 74 Lisovaný polotovar po deformaci 20 + 40 % – jádro (příčný řez)*





*Obr. 75 Lisovaný polotovar po deformaci 20 + 40 % s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez)*

### **13.1.4 HCM polotovar – struktura v jádru (příčný řez)**

Na obr. 76 a obr. 77 je porovnání HCM polotovaru po opakované deformaci a po opakované deformaci s tepelným zpracováním. Po deformaci jsou vidět na obr. 70 oblasti původního hrubého zrna s oblastmi jemných zrn. Na obrázcích je vidět, že po tepelném zpracování se struktura zjemňuje a mizí původní hrubá zrna.



*Obr. 76 HCM polotovar po deformaci 20 + 40 % – jádro (příčný řez)*



Obr. 77 HCM polotovar po deformaci 20 + 40 % s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez)

## 13.2 Hodnocení rekrytalizovaného podílu v jádře

Struktura deformovaného kovu se vyznačuje tím, že se zrna protáhnou ve směru deformace. Díky této deformaci se zvýší uložená deformační energie, a tato uložená energie je hnací silou rekrytalizace. Během rekrytalizace vznikají a rostou nová nedeformovaná rekrytalizovaná zrna a liší se svým tvarem oproti deformované struktuře.

Tvar rekrytalizovaných zrn je možné rozdělit do tří kategorií [1]:

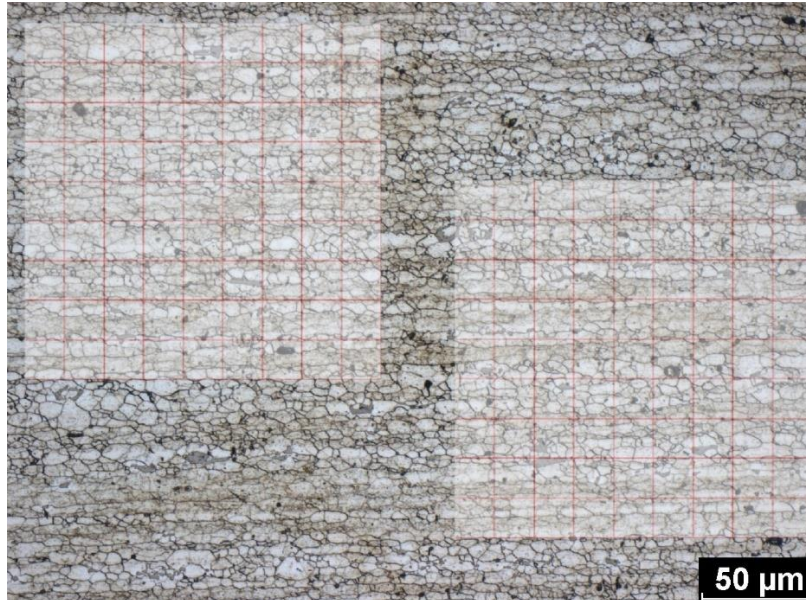
- Kategorie 1 – zrno rovnoosé nebo globulitické, poměr na sebe kolmých směrů je 1:1
- Kategorie 2 – zrno nerovnoosé, mírně protáhlé, poměr na sebe kolmých směrů je 2:1
- Kategorie 3 – zrno nerovnoosé, silně protáhlé, poměr na sebe kolmých směrů je 4:1

Úkolem hodnocení rekrytalizovaného podílu bylo zjistit, jakým způsobem se mění množství rekrytalizovaných zrn po ohřevu, ohřevu s tepelným zpracováním, deformaci a deformaci s tepelným zpracováním. Při hodnocení rekrytalizovaného podílu se uvažovala zrna kategorie 1 – zrna rovnoosá. Pro hodnocení rekrytalizovaného podílu byla použita bodová metoda.



### 13.2.1 Bodová metoda

Princip bodové metody je poměrně jednoduchý. Na fotografii mikrostruktury se přiloží síť, která je tvořena 100 průsečíky. Příklad použití bodové metody je na obr. 78.



*Obr. 78 Znáznornění principu bodové metody*

Rekrystalizovaný podíl je počet bodů v síti, které procházejí rovnoosými rekrystalizovanými zrn. Rekrystalizovaný podíl je uveden v procentech.

### 13.2.2 Výsledky hodnocení rekrystalizovaného podílu

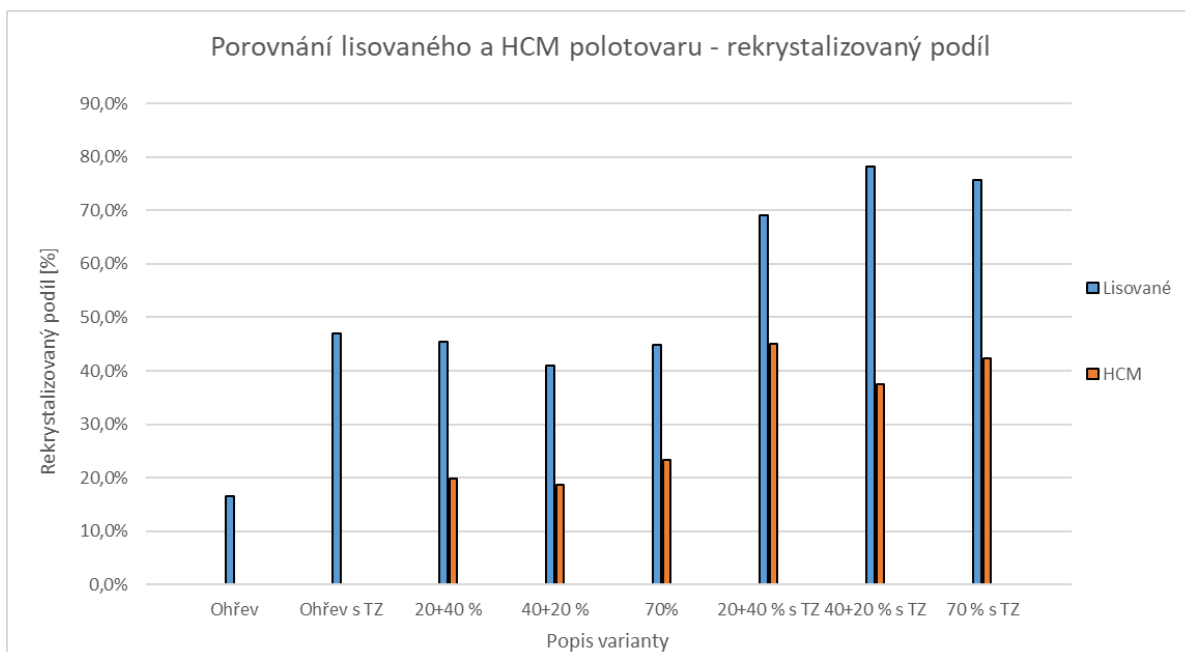
V tab. 19 a tab. 20 jsou shrnuty výsledky hodnocení rekrystalizovaného podílu bodovou metodou. V případě vzorků z polotvaru HCM dle očekávání nedošlo po ohřevu ani po ohřevu s tepelným zpracováním k tvorbě nových rekrystalizovaných zrn.

Tab. 19 Vyhodnocení rekrytalizovaného podílu – lisovaný polotovar

Lisované - podélný řez			
Označení vzorku	Popis varianty	Rekrytalizovaný podíl	Výsledný rekrytalizovaný podíl
10PO	Ohřev na kovací teplotu	19%	16,5 ± 2,0 %
		14%	
10XPO	Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	42%	47,0 ± 4,1 %
		52%	
124PO	Deformace 20 + 40 %	42%	45,5 ± 3,9 %
		43%	
		52%	
		45%	
142PO	Deformace 40 + 20 %	43%	41 ± 2,4 %
		37%	
		40%	
		44%	
1PO70	Deformace 70 %	48%	45 ± 2,6 %
		43%	
		47%	
		41%	
124XPO	Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	66%	69 ± 1,9 %
		69%	
		69%	
		72%	
142XPO	Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	75%	78 ± 2,8 %
		79%	
		76%	
		83%	
1XPO70	Deformace 70 % + tepelné zpracování	78%	76 ± 1,6 %
		77%	
		74%	
		74%	

Tab. 20 Vyhodnocení rekrytalizovaného podílu – HCM polotovár

HCM - podélný řez			
Označení vzorku	Popis varianty	Rekrytalizovaný podíl	Výsledný rekrytalizovaný podíl
<b>2OPO</b>	Ohřev na kovací teplotu	-	-
<b>2OXPO</b>	Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	-	-
<b>224PO</b>	Deformace 20 + 40 %	20%	20 ± 1,5 %
		19%	
		22%	
		18%	
<b>242PO</b>	Deformace 40 + 20 %	21%	19 ± 1,2 %
		18%	
		18%	
		18%	
<b>2PO70</b>	Deformace 70 %	26%	23 ± 3,0 %
		19%	
		21%	
		27%	
<b>224XPO</b>	Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	42%	45 ± 1,7 %
		47%	
		46%	
		45%	
<b>242XPO</b>	Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	39%	38 ± 1,8 %
		36%	
		40%	
		35%	
<b>2XPO70</b>	Deformace 70 % + tepelné zpracování	49%	42 ± 3,5 %
		39%	
		41%	
		40%	



Obr. 79 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – rekrytalizovaný podíl

Při porovnání lisovaného a HCM polotovaru (obr. 79) bylo zjištěno, že podíl rekrytalizovaný podíl je u lisovaného polotovaru ve všech případech vyšší. Rekrytalizovaný podíl se zvyšuje u obou typů polotovarů po tepelném zpracování. Důvodem je časový prostor při prodlevách na teplotě, který umožňuje statickou rekrytalizaci struktury v místech zbývající uložené deformační energie.

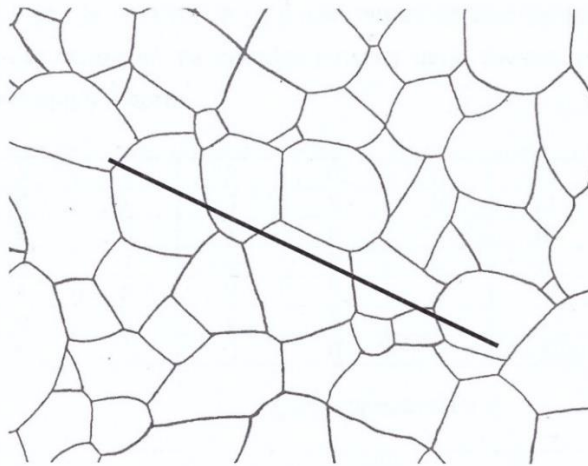
### 13.3 Stanovení velikosti zrna v jádru

Velikost zrna výrazně ovlivňuje fyzikální a mechanické vlastnosti nejenom ve výchozím stavu, ale i během tepelného zpracování. Stanovení velikosti zrna bylo provedeno v jádře, a to jak v podélné směru, tak i ve směru příčném. Velikost zrna byla stanovena průsečkovou metodou podle normy ČSN EN ISO 643.

#### 13.3.1 Průsečková metoda

Princip průsečkové metody je znázorněn na obr. 80. Na fotografii se vynese zkušební čára o známé délce při známém zvětšení. Poté se zjistí počet zachycených zrn N nebo průsečíků P zkušební čáry s hranicemi zrn. Pokud zkušební čára končí uvnitř zrna, tyto úseky se počítají jako ½ zrna. [24]





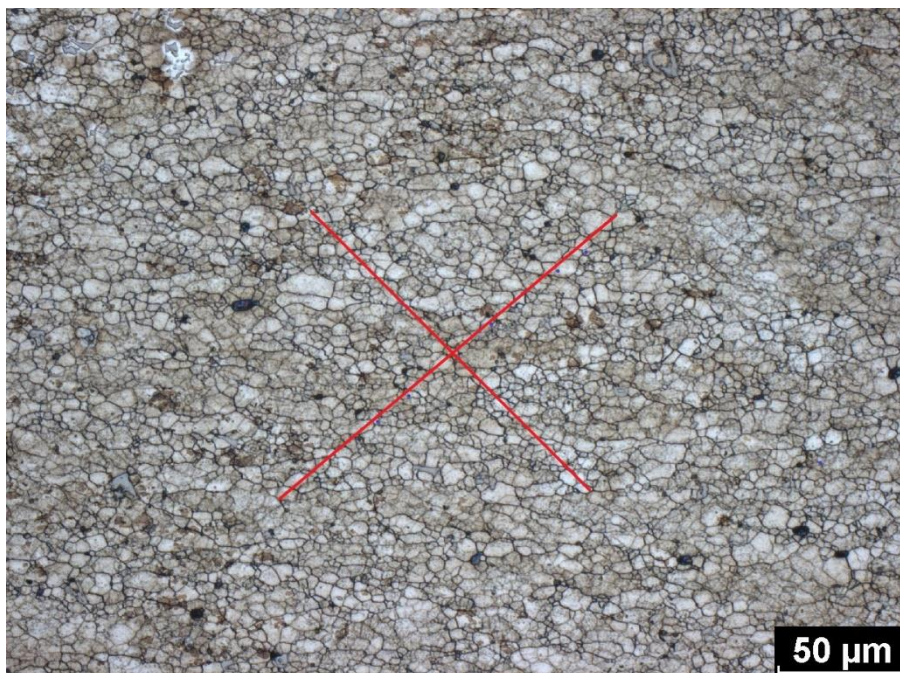
Obr. 80 Princip průsečíkové metody [24]

Střední lineární velikost zrna  $l$  se určí podle vztahu [24]

$$l = \frac{L_T}{N}$$

kde  $L_T$  [mm] je průměrná délka zkušební čáry dělená zvětšením a  $N$  je počet zrn.

Na obr. 81 je znázorněn příklad jakým způsobem bylo zrno hodnoceno. Každá varianta byla měřena 4x, a z naměřených hodnot byla určena průměrná lineární velikost zrna.



Obr. 81 Příklad měření velikosti zrna průsečíkovou metodou

### 13.3.2 Velikost zrna v jádru z lisovaného polotovaru

Tab. 21 Velikost zrna, lisovaný polotovar – podélný řez v jádře

Lisované - podélný řez				
Označení vzorku	Popis varianty	Velikost zrna [ $\mu\text{m}$ ]	Výsledná velikost zrna [ $\mu\text{m}$ ]	Velikost nerekrystalizovaných zrn $l_1 \times l_2$ [ $\mu\text{m}$ ]
10PO	Ohřev na kovací teplotu	7,6	$7,5 \pm 0,1$	53x7
		7,3		
10XPO	Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	5,7	$5,5 \pm 0,1$	31x7
		5,3		
124PO	Deformace 20 + 40 %	5,6	$6,0 \pm 0,6$	26x6
		5,2		
		7		
		6,1		
142PO	Deformace 40 + 20 %	5,2	$5,2 \pm 0,2$	19x6
		5		
		5,2		
		5,5		
1PO70	Deformace 70 %	4,3	$4,7 \pm 0,6$	29x5
		5,3		
		3,8		
		5,3		
124XPO	Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	4,4	$4,4 \pm 0,2$	27x5
		4,7		
		4,2		
		4,4		
142XPO	Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	3,7	$4,1 \pm 0,3$	20x5
		4,5		
		4,2		
		4		
1XPO70	Deformace 70 % + tepelné zpracování	3,4	$3,7 \pm 0,3$	22x6
		4,2		
		3,5		
		3,8		

Tab. 22 Velikost zrna, lisovaný polotovar – příčný řez v jádře

Lisované - příčný řez			
Označení vzorku	Popis varianty	Velikost zrna [ $\mu\text{m}$ ]	Výsledná velikost zrna [ $\mu\text{m}$ ]
1OPŘ	Ohřev na kovací teplotu	7	7,0 $\pm$ 0,2
		6,8	
		7,4	
		6,9	
1OXPŘ	Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	5	5,3 $\pm$ 0,3
		5,8	
		5,4	
		5,1	
124PŘ	Deformace 20 + 40 %	4,5	4,6 $\pm$ 0,5
		4,4	
		3,8	
		5,5	
142PŘ	Deformace 40 + 20 %	4,3	4,2 $\pm$ 0,2
		4,4	
		3,9	
		4,1	
1PŘ70	Deformace 70 %	4	3,9 $\pm$ 0,1
		3,8	
		3,9	
		3,8	
124XPŘ	Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	3,6	3,9 $\pm$ 0,3
		3,8	
		3,6	
		4,5	
142XPŘ	Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	3,4	3,4 $\pm$ 0,3
		3,3	
		3	
		3,8	
1XPŘ70	Deformace 70 % + tepelné zpracování	3,9	4,0 $\pm$ 0,3
		4,4	
		3,5	
		4,2	

### 13.3.3 Velikost zrna v jádru z HCM polotovaru

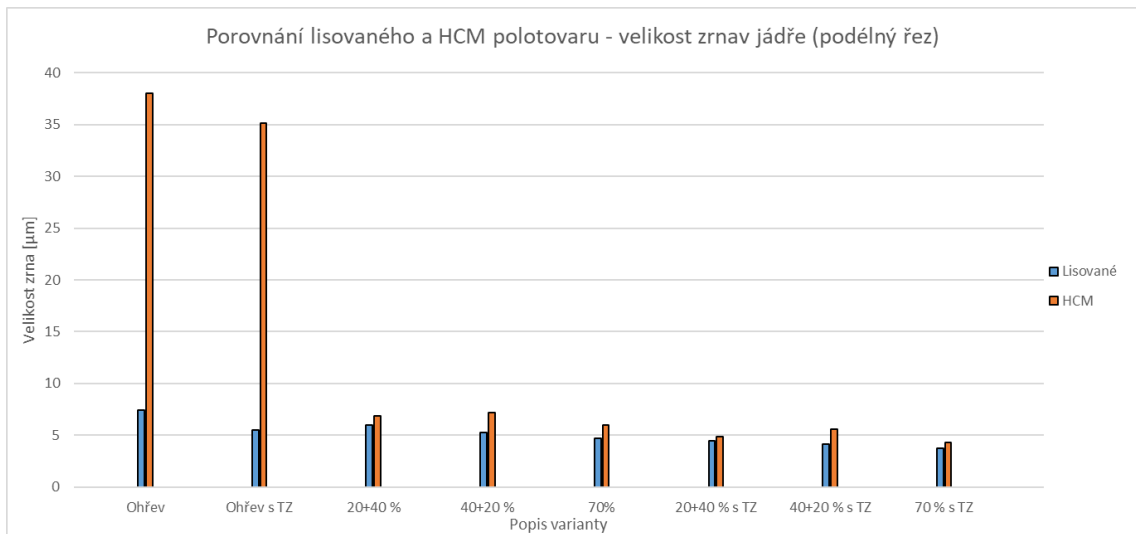
Tab. 23 Velikost zrna, HCM polotovar – podélný řez v jádře

HCM - podélný řez				
Označení vzorku	Popis varianty	Velikost zrna [ $\mu\text{m}$ ]	Výsledná velikost zrna [ $\mu\text{m}$ ]	Velikost nerekrystalizovaných zrn $l_1 \times l_2$ [ $\mu\text{m}$ ]
20PO	Ohřev na kovací teplotu	37	$38,0 \pm 0,6$	-
		38		
		39		
		38		
20XPO	Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	33,1	$35,2 \pm 3,5$	-
		35		
		31,1		
		41,4		
224PO	Deformace 20 + 40 %	6,7	$6,8 \pm 0,1$	53x14
		7		
		6,8		
		6,8		
242PO	Deformace 40 + 20 %	7	$7,2 \pm 0,7$	56x12
		7,9		
		7,7		
		6		
2PO70	Deformace 70 %	5,9	$6,0 \pm 0,2$	72x9
		5,7		
		6,3		
		6,1		
224XPO	Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	4,9	$4,9 \pm 0,1$	33x8
		5		
		4,7		
		4,8		
242XPO	Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	4,7	$5,6 \pm 0,7$	42x7
		6,3		
		4,8		
		6,4		
2XPO70	Deformace 70 % + tepelné zpracování	4,5	$4,3 \pm 0,3$	32x8
		4,7		
		4,1		
		4		

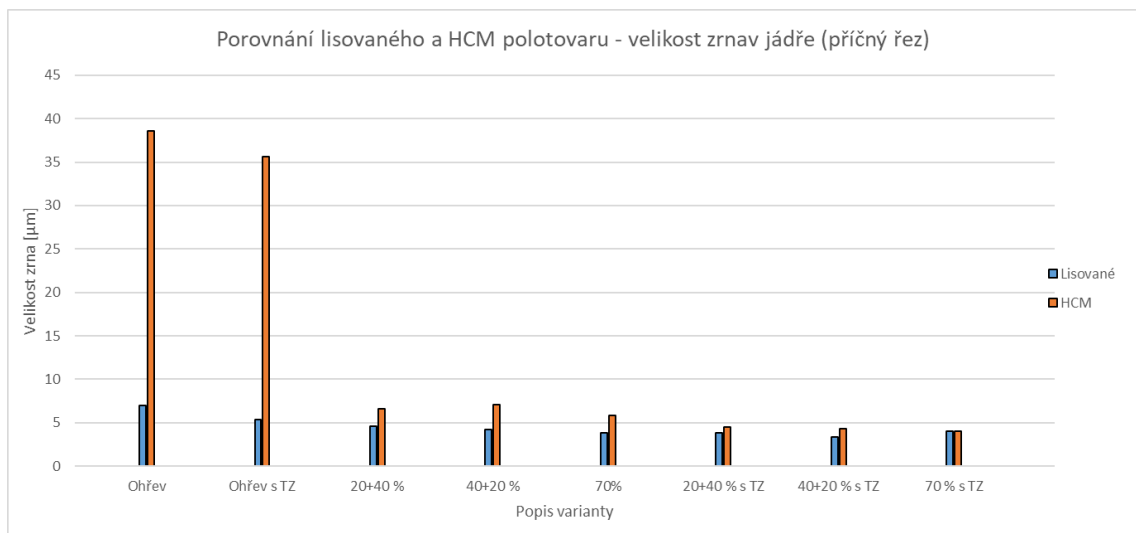
Tab. 24 Velikost zrna, HCM polotovar – příčný řez v jádře

HCM - příčný řez			
Označení vzorku	Popis varianty	Velikost zrna [ $\mu\text{m}$ ]	Výsledná velikost zrna [ $\mu\text{m}$ ]
2OPŘ	Ohřev na kovací teplotu	39,5	38,6 $\pm$ 1,1
		40	
		38	
		37	
2OXPŘ	Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	25,2	35,6 $\pm$ 5,5
		37,2	
		41,3	
		38,8	
224PŘ	Deformace 20 + 40 %	7,2	6,6 $\pm$ 0,4
		6	
		6,8	
		6,2	
242PŘ	Deformace 40 + 20 %	7,2	7,1 $\pm$ 0,2
		7,4	
		6,8	
		7	
2PŘ70	Deformace 70 %	5,4	5,8 $\pm$ 0,4
		6	
		6,5	
		5,4	
224XPŘ	Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	4,9	4,5 $\pm$ 0,3
		4,1	
		4,4	
		4,6	
242XPŘ	Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	4,1	4,4 $\pm$ 0,3
		4,4	
		4,8	
		4,1	
2XPŘ70	Deformace 70 % + tepelné zpracování	3,7	4,0 $\pm$ 0,2
		4	
		4,4	
		3,8	

### 13.3.4 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – velikost zrna v jádru



Obr. 82 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru, velikost zrna v jádře (podélný řez)



Obr. 83 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru, velikost zrna v jádře (příčný řez)

Z výsledků je zřejmé, že deformace v souladu s rekrystalizovaným podílem vede ke zjemnění zrna. Aplikací tepelného zpracování se velikost zrna ještě mírně sníží. Při porovnání lisovaného a HCM polotovaru bylo zjištěno, že po deformaci a tepelném zpracování je velikosti zrna mírně vyšší.

## 13.4 Hodnocení mikrostruktury na povrchu

Vyhodnocením makrostruktury bylo zjištěno, že vzorky z lisovaného polotovaru jsou náchylné k tvorbě hrubozrnných povrchových vrstev, avšak vzorky z HCM polotovaru jsou ke tvorbě hrubozrnných vrstev odolné. Proto k hodnocení povrchu HCM polotovaru nestačí pohled makrostruktury, ale je nutné vyhodnotit i mikrostrukturu povrchu. Kompletní fotodokumentace je uvedena v příloze.

### 13.4.1 Lisovaný polotovar – struktura na povrchu (podélný řez)

Na povrchu lisovaného polotovaru se tvoří hrubozrnná vrstva. Na obr. 84 je znázorněno, že mezi hrubozrnnou povrchovou vrstvou a jemnozrnnou strukturou je ostrý přechod.



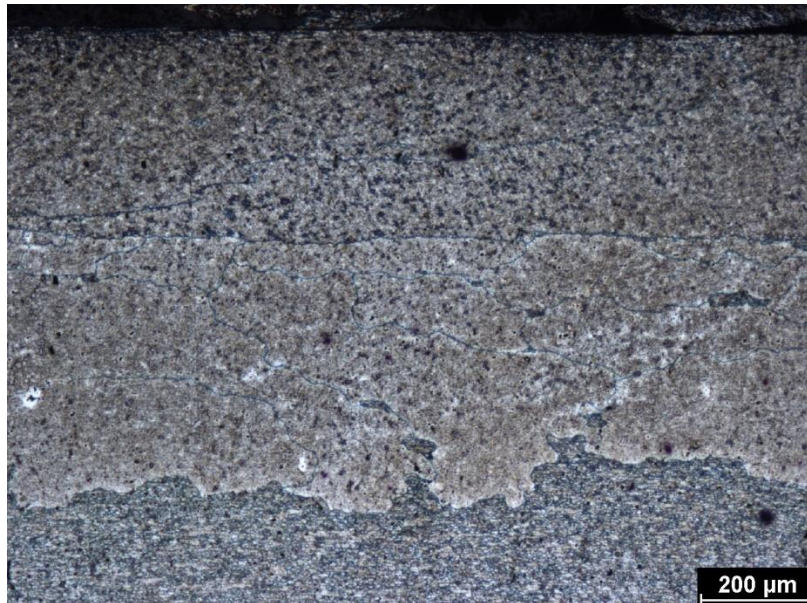
Obr. 84 Přejchod mezi hrubozrnnou rekrytalizovanou vrstvou a jemnozrnnou strukturou jádra

Hrubozrnná povrchová vrstva je tvořena dlouhými protáhlými zrny. Jejich velikost se v podélném směru pohybuje od 500 μm až po několik milimetrů.



### 13.4.2 Lisovaný polotovar – struktura na povrchu (příčný řez)

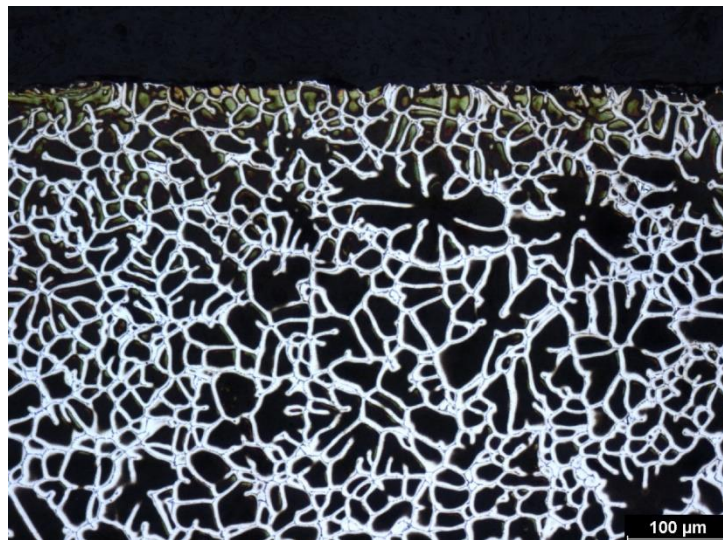
Na obr. 85 je znázorněna struktura hrubozrnné vrstvy v příčném směru.



*Obr. 85 Lisovaný polotovar – hrubozrnná povrchová vrstva (příčný řez)*

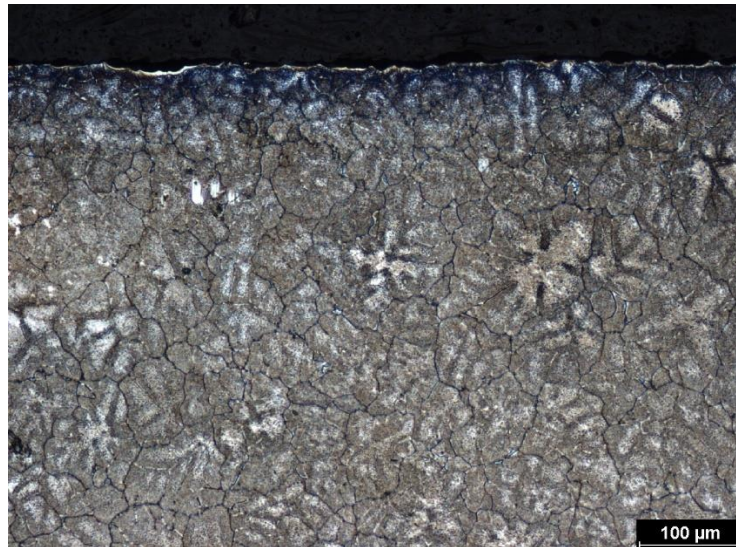
### 13.4.3 HCM polotvar – struktura na povrchu (podélný řez)

Na obr. 86 je struktura povrchu HCM polotovaru ohřátého na kovací teplotu. Na obr. 87 je polotovaru ohřátého na kovací teplotu s tepelným zpracováním. Z těchto obrázků je patrné, že struktura je dendritická.



*Obr. 86 HCM polotovar ohřátý na kovací teplotu – povrch (podélný řez)*



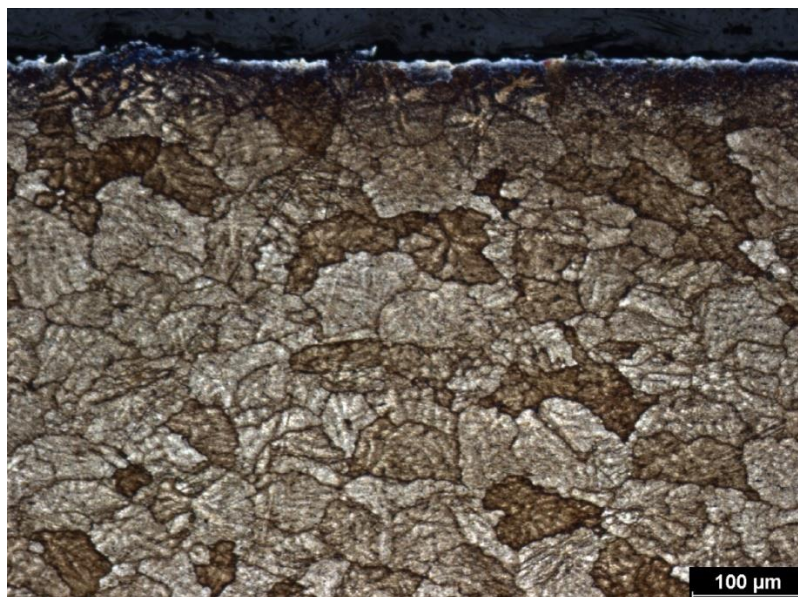


*Obr. 87 HCM polotovár ohřátý na kovací teplotu s tepelným (podélný řez)*

Na obr. 88 a obr. 89 je porovnání HCM polotovaru po opakované deformaci a po opakované deformaci s tepelným zpracováním. Zrna zůstávají téměř rovnoosá s dendritickou strukturou.



*Obr. 88 HCM polotovár po deformaci 40 + 20 % – povrch (podélný řez)*



*Obr. 89 HCM polotovar po deformaci 20 + 40 % s tepelným zpracováním – povrch (podélný řez)*

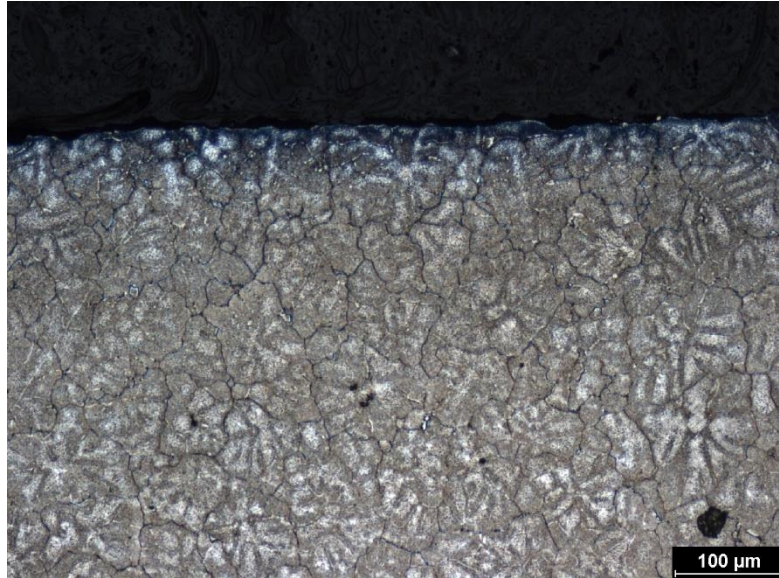
#### **13.4.4 HCM polotvar – struktura na povrchu (příčný řez)**

Na obr. 90 je struktura povrchu HCM polotvaru ohřátého na kovací teplotu. Na obr. 91 je polotvaru ohřátého na kovací teplotu s tepelným zpracováním. Z těchto obrázků je patrné, že struktura je dendritická.



*Obr. 90 HCM polotovar ohřátý na kovací teplotu – povrch (příčný řez)*





*Obr. 91 HCM polotovar ohřátý na kovací teplotu s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez)*

Na obr. 92 a obr. 93 je porovnání HCM polotovaru po opakované deformaci a po opakované deformaci s tepelným zpracováním. Zrna jsou mírně deformovaná a v některých místech dochází k rozpadu dendritické struktury.



*Obr. 92 HCM polotovar po deformaci 20 +40 % – povrch (příčný řez)*

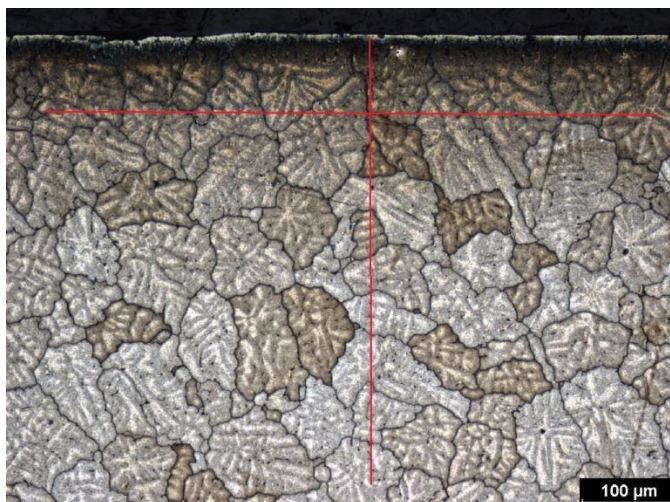


Obr. 93 HCM polotovar po deformaci 20 +40 % s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez)

### 13.5 Stanovení velikosti zrna na povrchu

Velikost zrna na povrchu byla měřena pouze na vzorcích z HCM polotovaru. Lisovaný polotovar nebylo možné objektivně měřit, protože zrna byla příliš velká (až několik mm) a podařilo se pouze v pár případech hranice hrubozrnných zrn naleptat.

Velikost zrna na povrchu byla stanovena průsečikovou metodou (kap. 13.1.1) v horizontálním (rozměr  $l_1$ ) a vertikálním směru (rozměr  $l_2$ ).



Obr. 94 Příklad měření velikosti zrna na povrchu průsečikovou metodou

V tab. 25 a tab. 26 jsou shrnuty výsledky měření zrna na povrchu u pěchovaných vzorků z HCM polotovaru. Z těchto výsledků je patrné, že polotovar HCM na povrchu, na rozdíl od lisovaného polotovaru, nehrubne.

Tab. 25 Velikost zrna na povrchu – HCM polotovár (podélný řez)

<b>HCM - podélný řez</b>		
<b>Označení vzorku</b>	<b>Popis varianty</b>	<b>Velikost zrna <math>l_1 \times l_2</math> [μm]</b>
<b>2OPO</b>	Ohřev na kovací teplotu	58x54
<b>2OXPO</b>	Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	50x57
<b>224PO</b>	Deformace 20 + 40 %	39x33
<b>242PO</b>	Deformace 40 + 20 %	41x29
<b>2PO70</b>	Deformace 70 %	42x23
<b>224XPO</b>	Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	45x41
<b>242XPO</b>	Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	49x46
<b>2XPO70</b>	Deformace 70 % + tepelné zpracování	57x50

Tab. 26 Velikost zrna na povrchu – HCM polotovár (příčný řez)

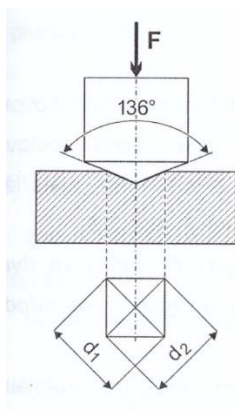
<b>HCM - příčný řez</b>		
<b>Označení vzorku</b>	<b>Popis varianty</b>	<b>Velikost zrna <math>l_1 \times l_2</math> [μm]</b>
<b>2OPŘ</b>	Ohřev na kovací teplotu	67x63
<b>2OXPŘ</b>	Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	55x51
<b>224PŘ</b>	Deformace 20 + 40 %	53x34
<b>242PŘ</b>	Deformace 40 + 20 %	55x36
<b>2PŘ70</b>	Deformace 70 %	51x40
<b>224XPŘ</b>	Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	57x35
<b>242XPŘ</b>	Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	45x27
<b>2XPŘ70</b>	Deformace 70 % + tepelné zpracování	40x30



# 14 Měření tvrdosti

## 14.1 Princip měření tvrdosti podle Vickerse

Tvrdot byla měřena metodou podle Vickerse. Tato zkouška je dána normou ČSN EN ISO 6507-1. Na obr. 95 je znázorněn průběh zkoušky tvrdosti podle Vickerse.



Obr. 95 Označení parametrů a zatěžování při zkoušce tvrdosti podle Vickerse [24]

Princip zkoušky spočívá ve vtlačování diamantového čtyřbokého jehlanu do povrchu se zkušebním zatížením. Po odlehčení se změří úhlopříčky vtisku  $d_1$  a  $d_2$  a z těchto dvou hodnot se vypočítá aritmetický průměr úhlopříček. Doba plného zatěžování je 10 až 15 sekund. [24]

Tvrdot podle Vickerse se následně určí jako poměr zátěžné síly a plochy vtisku. [24]

$$HV = 0,1891 \frac{F}{d^2}$$

Kde  $F$  [N] je zkušební zatížení a  $d$  [mm] je aritmetický průměr délky úhlopříček.

Metalografické vzorky byly měřeny se zatížením 9,807 N. Symbol tvrdosti pro toto zatížení je HV1. Metalografické vzorky z HCM polotvaru byly měřeny v oblasti jádra a povrchu. Lisované vzorky byly měřeny v oblasti jádra, ale na rozdíl od HCM polotvaru, byly zvlášť změřeny oba povrchy metalografického vzorku. Důvodem byly odlišné tloušťky hrubozrnné vrstvy.

## 14.2 Měření tvrdosti – lisované polotovary

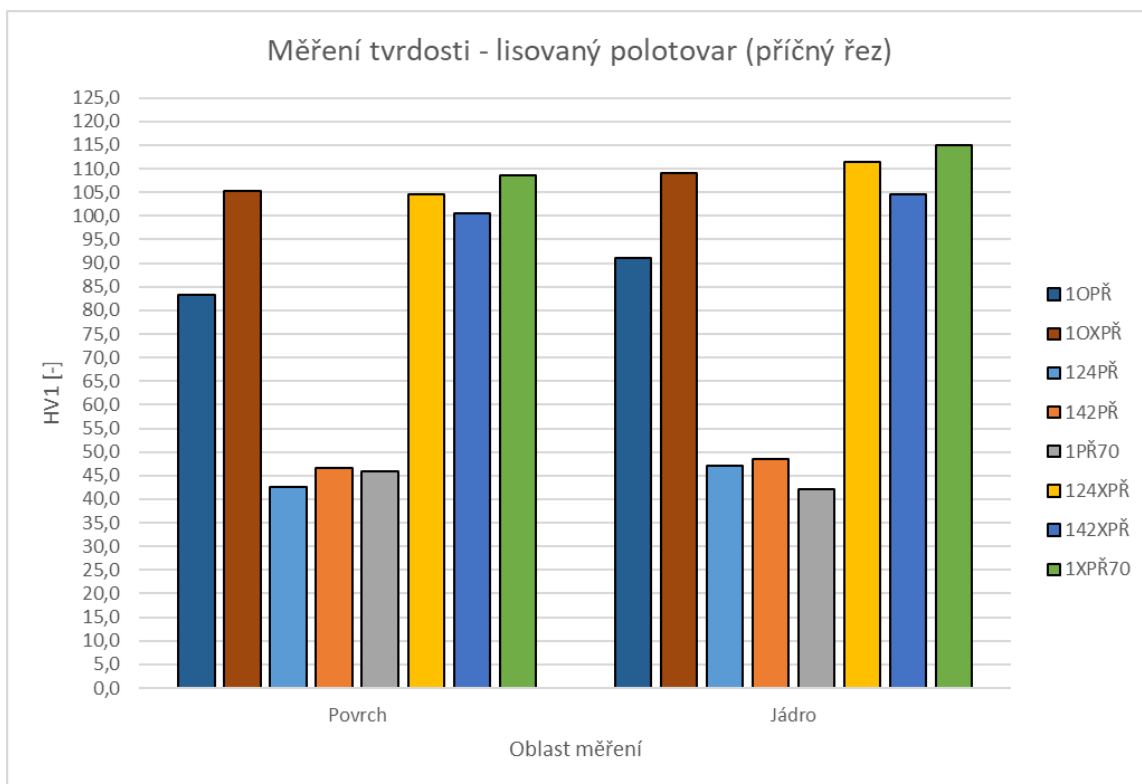
Tab. 27 Měření tvrdosti – lisovaný polotovar (příčný řez)

Lisované - příčný řez					
Popis varianty	Označení vzorku	Oblast měření	Číslo vtisku	HV 1 [1]	HV 1 [1]
Ohřev na kovací teplotu	1OPO	Jádro	1	87,7	91,1 ± 2,1
			2	92,7	
			3	92,9	
		Povrch	1	83,3	83,3
			2	83,2	
			3	83,3	
Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	1OXPO	Jádro	1	110,0	109,0 ± 1,2
			2	107,0	
			3	110,0	
		Povrch	1	107,0	105,3 ± 2,7
			2	108,0	
			3	101,0	
Deformace 20 + 40 %	124PO	Povrch	1	42,0	42,5 ± 0,4
			2	43,0	
		Jádro	1	49,0	47,0 ± 1,6
			2	45,0	
Deformace 40 + 20 %	142PO	Povrch	1	47,0	46,5 ± 0,4
			2	46,0	
		Jádro	1	49,0	48,5 ± 0,4
			2	48,0	
Deformace 70 %	1PO70	Povrch	1	44,0	46,0 ± 1,6
			2	48,0	
		Jádro	1	42,0	42,0
			2	42,0	
Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	124XPO	Povrch	1	100,0	104,5 ± 3,7
			2	109,0	
		Jádro	1	112,0	111,5 ± 0,4
			2	111,0	
Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	142XPO	Povrch	1	104,0	100,5 ± 2,9
			2	97,0	
		Jádro	1	106,0	104,5 ± 1,2
			2	103,0	
Deformace 70 % + tepelné zpracování	1XPO70	Povrch	1	101,0	108,5 ± 6,1
			2	116,0	
		Jádro	1	119,0	115,0 ± 3,3
			2	111,0	

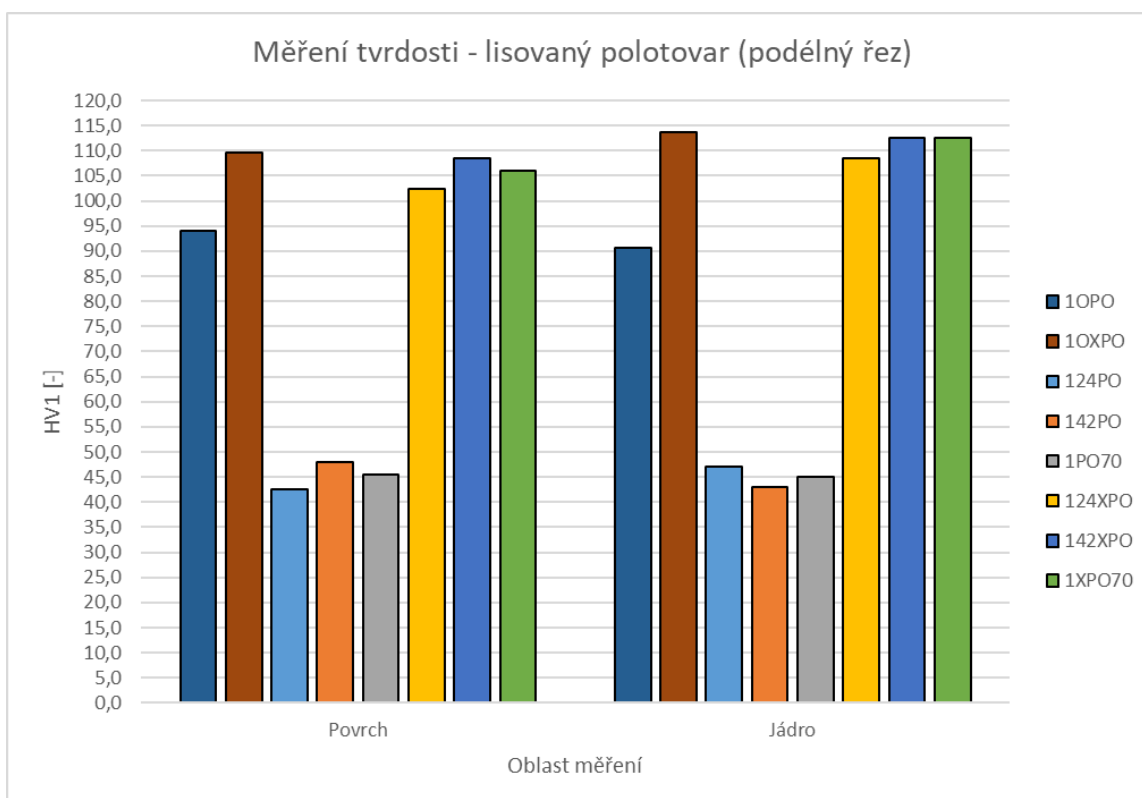
Tab. 28 Měření tvrdosti – lisovaný polotovár (podélný řez)

Lisované - podélný řez					
Popis varianty	Označení vzorku	Oblast měření	Číslo vtisku	HV 1 [1]	HV 1 [1]
Ohřev na kovací teplotu	1OPO	Jádro	1	91,5	90,7 ± 2,1
			2	90,0	
			3	90,5	
		Povrch	1	92,9	94,1 ± 1,3
			2	93,1	
			3	96,2	
Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	1OXPO	Jádro	1	115,0	113,7 ± 2,3
			2	116,0	
			3	110,0	
		Povrch	1	110,0	109,7 ± 2,4
			2	111,0	
			3	108,0	
Deformace 20 + 40 %	124PO	Povrch	1	52,0	51,0 ± 0,8
			2	50,0	
		Jádro	1	45,0	44,0 ± 0,8
			2	43,0	
Deformace 40 + 20 %	142PO	Povrch	1	48,0	48,0
			2	48,0	
		Jádro	1	42,0	43,0 ± 0,8
			2	44,0	
Deformace 70 %	1PO70	Povrch	1	43,0	45,5 ± 2,0
			2	48,0	
		Jádro	1	45,0	45,0
			2	45,0	
Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	124XPO	Povrch	1	103,0	102,5 ± 0,4
			2	102,0	
		Jádro	1	112,0	108,5 ± 2,9
			2	105,0	
Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	142XPO	Povrch	1	109,0	108,5 ± 0,4
			2	108,0	
		Jádro	1	112,0	112,6 ± 0,4
			2	113,1	
Deformace 70 % + tepelné zpracování	1XPO70	Povrch	1	106,0	106,0
			2	106,0	
		Jádro	1	113,0	112,5 ± 0,4
			2	112,0	





Obr. 96 Měření tvrdosti – lisovaný polotovar (příčný řez)



Obr. 97 Měření tvrdosti – lisovaný polotovar (příčný řez)

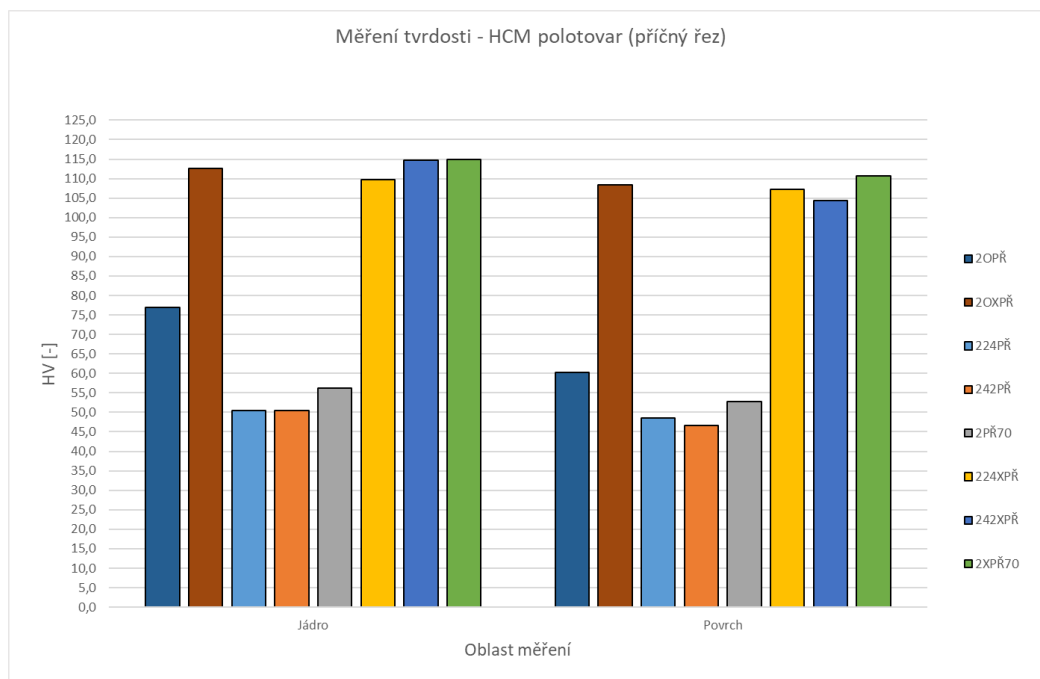
## 14.3 Měření tvrdosti – HCM polotvar

Tab. 29 Měření tvrdosti – HCM polotovar (příčný řez)

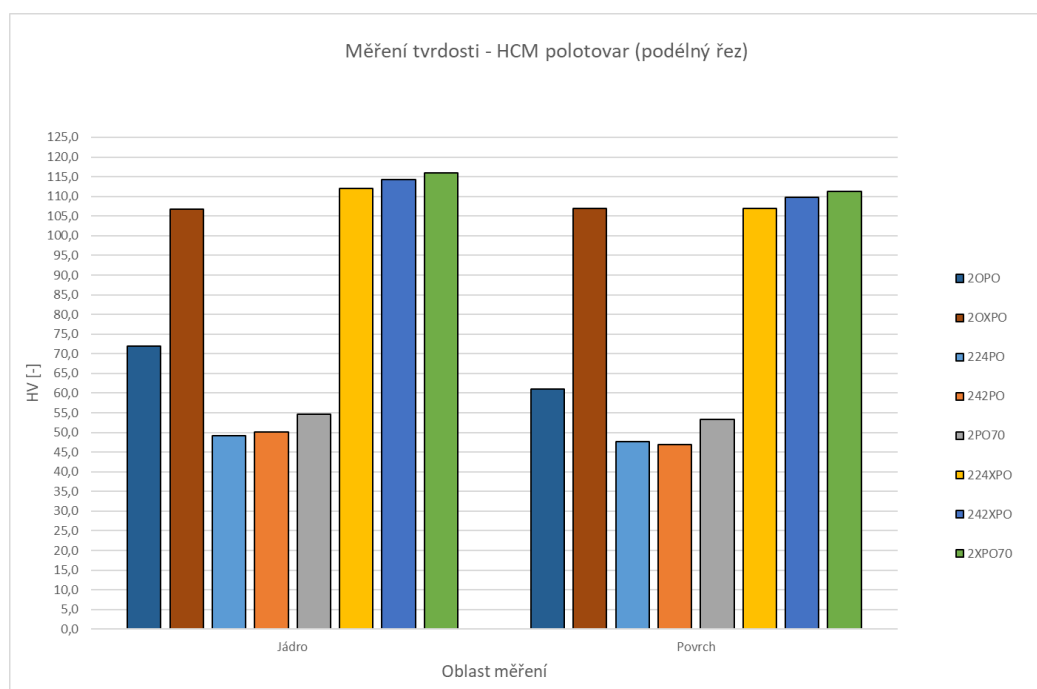
HCM - příčný řez					
Popis varianty	Označení vzorku	Oblast měření	Číslo vtisku	HV 1 [1]	HV 1 [1]
Ohřev na kovací teplotu	2OPŘ	Jádro	1	80,9	76,9 ± 2,8
			2	73,0	
			3	76,9	
		Povrch	1	60,4	60,3 ± 0,6
			2	59,4	
			3	61,0	
Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	2OXPR	Jádro	1	111,0	112,7 ± 1,1
			2	114,0	
			3	113,0	
		Povrch	1	106,0	108,3 ± 2,3
			2	107,0	
			3	112,0	
Deformace 20 + 40 %	224PŘ	Jádro	1	49,5	50,5 ± 0,7
			2	51,4	
			3	50,6	
		Povrch	1	48,7	48,5 ± 0,6
			2	49,2	
			3	47,6	
Deformace 40 + 20 %	242PŘ	Jádro	1	49,5	50,5 ± 0,9
			2	51,9	
			3	50,2	
		Povrch	1	45,4	46,6 ± 0,8
			2	46,8	
			3	47,7	
Deformace 70 %	2PŘ70	Jádro	1	57,3	56,2 ± 1,2
			2	56,9	
			3	54,3	
		Povrch	1	50,7	52,7 ± 1,3
			2	53,1	
			3	54,2	
Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	224XPŘ	Jádro	1	110,0	109,7 ± 1,8
			2	112,0	
			3	107,0	
		Povrch	1	109,0	107,3 ± 1,1
			2	107,0	
			3	106,0	
Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	242XPŘ	Jádro	1	115,0	114,7 ± 1,1
			2	113,0	
			3	116,0	
		Povrch	1	104,0	104,3 ± 1,1
			2	106,0	
			3	103,0	
Deformace 70 % + tepelné zpracování	2XPŘ70	Jádro	1	115,0	115 ± 2,1
			2	112,0	
			3	118,0	
		Povrch	1	110,0	110,7 ± 0,4
			2	111,0	
			3	111,0	

Tab. 30 Měření tvrdosti – HCM polotovaru (podélný řez)

HCM - podélný řez					
Popis varianty	Označení vzorku	Oblast měření	Číslo vtisku	HV 1 [1]	HV 1 [1]
Ohřev na kovací teplotu	2OPO	Jádro	1	73,4	72,0 ± 1,2
			2	70,2	
			3	72,5	
		Povrch	1	62	61,0 ± 1,6
			2	62,5	
			3	58,4	
Ohřev na kovací teplotu + tepelné zpracování	2OXPO	Jádro	1	107	106,7 ± 0,4
			2	107	
			3	106	
		Povrch	1	108	107,0 ± 0,7
			2	106	
			3	107	
Deformace 20 + 40 %	224PO	Jádro	1	49	49,2 ± 0,1
			2	49,2	
			3	49,4	
		Povrch	1	47,6	47,7 ± 1,3
			2	45,9	
			3	49,6	
Deformace 40 + 20 %	242PO	Jádro	1	49,6	50,1 ± 0,5
			2	49,7	
			3	50,9	
		Povrch	1	47,8	47,0 ± 1,2
			2	45,1	
			3	48,1	
Deformace 70 %	2PO70	Jádro	1	54,1	54,6 ± 0,3
			2	54,7	
			3	54,9	
		Povrch	1	53,4	53,3 ± 0,3
			2	53,6	
			3	52,8	
Deformace 20 + 40 % + tepelné zpracování	224XPO	Jádro	1	112	112,0 ± 1,4
			2	110	
			3	114	
		Povrch	1	109	107,0 ± 1,9
			2	108	
			3	104	
Deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	242XPO	Jádro	1	114	114,3 ± 0,4
			2	114	
			3	115	
		Povrch	1	108	109,7 ± 2,0
			2	108	
			3	113	
Deformace 70 % + tepelné zpracování	2XPO70	Jádro	1	117	116,0 ± 1,9
			2	118	
			3	113	
		Povrch	1	112	111,3 ± 1,5
			2	109	
			3	113	



Obr. 98 Měřená tvrdosti – HCM polotovary (příčný řez)



Obr. 99 Měření tvrdosti – HCM polotovary (příčný řez)

Z porovnání výsledků měření tvrdosti je zřejmé, že v jednotlivých řezech se stejně jako v jádře a u povrchu zjištěné hodnoty výrazněji neliší. V případě HCM polotovary jsou tvrdosti mírně vyšší. Výrazný nárůst tvrdosti je patrný ve všech případech u vzorků po tepelném zpracování. Tvrdost dosahuje hodnot (110 – 120) HV1. Mezi jednotlivými vzorky a polotovary nejsou rozdíly výrazné.

# Závěr

Vliv opakované deformace na rekrystalizaci hliníkové slitiny EN AW-6082 byl sledován na dvou odlišně vyrobených polotovarech – lisovaném a HCM. Oba polotovary se ve výchozím stavu liší ve své struktuře. Lisovaný polotovar má deformační vláknitou strukturou s orientací zrn ve směru lisování. Oproti tomu polotovar vyrobený metodou HCM (horizontální kontinuální lití) má strukturu dendritickou s rovnoosými zrny.

Pro porovnání chování těchto dvou polotovarů byly posuzovány struktura a mechanické vlastnosti v různých stavech – po ohřevu polotovaru na kovací teplotu, po ohřevu na kovací teplotu s tepelným zpracováním, po deformaci a po deformaci s tepelným zpracováním.

Vzorky byly nejdříve hodnoceny z hlediska makrostruktury. Vyhodnocením makrostruktury bylo zjištěno, že vzorky pěchované z lisovaného polotovaru vytváří po deformaci viditelnou hrubozrnnou povrchovou vrstvu. Tloušťka této hrubozrnné vrstvy se u pěchovaných vzorků z lisovaného polotovaru po tepelném zpracování výrazně zvětšila. Tento jev nebyl u pěchovaných vzorků z polotovaru HCM pozorován. To znamená, že polotovar HCM nemá sklon k vytváření těchto hrubozrnných povrchových vrstev.

V návaznosti na hodnocení makrostruktury byla stanovena velikost zrna na povrchu. U lisovaného polotovaru bylo zjištěno, že zrna v hrubozrnné povrchové vrstvě jsou protáhlá a dlouhá. Velikost těchto zrn v podélném směru se pohybovala od 500  $\mu\text{m}$  až po několik jednotek mm. U polotovaru HCM bylo zjištěno, že ani po deformaci a deformaci s tepelným zpracováním zrna v povrchové vrstvě nehrubnou a nemění výrazně svůj tvar.

V oblasti jádra byl stanoven rekrystalizovaný podíl rovnoosých zrn a byla stanovena velikost zrna. Po deformaci bylo zjištěno, že v důsledku dynamické rekrystalizace vznikají v oblasti rovnoosá rekrystalizovaná zrna. Po tepelném zpracování se rekrystalizovaný podíl rovnoosých zrn se ještě zvýšil. Porovnáme-li pěchované vzorky z lisovaného a HCM polotovaru, tak byl rekrystalizovaný podíl rovnoosých zrn vyšší u lisovaného polotovaru. Důvodem zjištěného vyššího rekrystalizovaného podílu u lisovaného polotovaru je již deformovaná struktura výchozího lisovaného polotovaru.

Z výsledků měření velikost zrna v jádře vyplývá, že deformace v souladu s rekrystalizovaným podílem vede ke zjemnění zrna. Aplikací tepelného zpracování se velikost zrna ještě mírně sníží v důsledku dobíhající rekrystalizace. Při porovnání

lisovaného a HCM polotovaru bylo zjištěno, že po deformaci a tepelném zpracování se velikost zrna výrazněji neliší.

Mechanické vlastnosti byly hodnoceny zkouškou tahem a měřením tvrdosti v oblasti jádra a povrchu pēchovaného vzorku. Z výsledků tahové zkoušky bylo zjištěno, že ač má HCM polotovar po ohřevu nižší pevnostní vlastnosti ( $R_{p0,2}$ ,  $R_m$ ), po deformaci s tepelným zpracováním se pevnostní vlastnosti vyrovnávají s lisovaným polotovarem. Mírně vyšší hodnoty tažnosti byly zjištěny u polotovaru HCM v souladu s homogennější mikrostrukturou.

Porovnání výsledků měření tvrdosti v jádru a na povrchu pēchovaných vzorků neukázalo výrazné rozdíly mezi tvrdostí v jádře a na povrchu. Výrazný nárůst tvrdosti je patrný ve všech případech u vzorků po tepelném zpracování. Mezi jednotlivými vzorky a polotovary nejsou rozdíly naměřených hodnot tvrdosti výrazné.

Z porovnání výsledků vyhodnocení struktury a mechanických vlastností vyplývá, že polotovar HCM se po deformaci s tepelným zpracováním vyrovnává polotovaru lisovanému. Byla potvrzena výrazná přednost HCM polotovaru, která spočívá zejména v odolnosti HCM polotovaru proti hrubnutí zrna v povrchové vrstvě. Význam těchto výsledků potvrzuje v praxi stoupající využití HCM polotovaru pro tvářecí operace místo lisovaného polotovaru.

Problematika vlastností slitiny 6082 v podmínkách deformace ve vztahu k mikrostruktuře bude dále řešena v navazující bakalářské práci Veroniky Kozákové a v diplomové práci Bc. Radka Bednáře.

# Seznam literatury

- [1] *Encyklopedie hliníku*. Děčín: Alcan Děčín Extrusions, 2005. ISBN 80-89041-88-4.
- [2] SEDLÁČEK, Vladimír. *Zotavení a rekrytalizace*. Praha: Academia, 1985.
- [3] MACEK, Karel. *Kovové materiály*. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2006. ISBN 80-01-03513-1.
- [4] SEDLÁČEK, Vladimír. *Neželezné kovy a slitiny*. Praha: SNTL – Nakladatelství technické literatury, 1979. Řada hutnické literatury.
- [5] Vojtěch D.: *Kovové materiály*. 1. vyd. Vysoká škola chemicko-technologická v Praze, Praha 2006. ISBN 80-7080-600-1
- [6] JANOVEC, Jiří, Petr ZUNA a Karel MACEK. *Fyzikální metalurgie*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2004. ISBN 8001029352.
- [7] KRÍŽ, Rudolf a Pavel VÁVRA. *Strojírenská příručka – 3.svazek*. Praha: Scientia, 1993. ISBN 80-85827-23-9.
- [8] 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.
- [9] LUKÁČ, Ivan. *Štruktúra a vlastnosti neželezných kovov*. Bratislava: ALFA, 1981.
- [10] MACHEK, Václav. *Kovové materiály 1: struktury kovových materiálů*. V Praze: České vysoké učení technické, 2013. ISBN 978-80-01-05248-8.
- [11] MACHEK, Václav. *Kovové materiály 2: vlastnosti a zkoušení kovových materiálů*. V Praze: České vysoké učení technické, 2014. ISBN 9788001055274.
- [12] MACHEK, Václav. *Kovové materiály 3: speciální kovové materiály*. V Praze: České vysoké učení technické, 2015. ISBN 978-80-01-05685-1.
- [13] MACEK, Karel a Petr ZUNA. *Strojírenské materiály*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2003. ISBN 80-01-02798-8.
- [14] Píšek, F. *Nauka o materiálu I: Nauka o kovech. 3. svazek. Neželezné kovy. 2. přepracované vydání*. Praha: Academia, 1973.
- [15] Joseph R. Davis, J.R. Davis & Associates, *Aluminum and aluminum alloys*. ASM International. Handbook Committee ASM International, 1993, ISBN 13: 9780871704962

- [16] KARABAY, Sedat. Influence of AlB<sub>2</sub> compound on elimination of incoherent precipitation in artificial aging of wires drawn from redraw rod extruded from billets cast of alloy AA-6101 by vertical direct chill casting. *Materials & Design* [online]. 2008, (7) [cit. 2019-05-04]. DOI: 10.1016/j.matdes.2007.06.004. ISSN ISSN 0261-3069. Dostupné z:  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306907001677>
- [17] *Metals handbook*. Volume 2, Metallography and microstructures. Ninth edition. Metals Park: American Society for Metals, [1985]. ISBN 0-87170-007-7.
- [18] FOREJT, Milan. *Teorie tváření*. Vyd. 2., v Akademickém nakladatelství CERM 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004, 167 s. ISBN 80-214-2764-7.
- [19] ZRNÍK, Josef, Libor KRAUS, Tasilo PRNKA a Karel ŠPERLINK. *Příprava ultrajemnozrnných a nanokrystalických kovových materiálů extrémní plastickou deformací a jejich vlastnosti*. Ostrava: Repronis, 2007. ISBN 978-80-7329-153-2. Dostupné také z: <http://www.nanotechnologie.cz/storage/strategie4.pdf>
- [20] SCHINDLER, I. a P. KAWULOK. *Deformační chování materiálu: studijní opora* [online]. Ostrava, 2013 [cit. 2017-05-11]. Dostupné z:  
[http://katedry.fmmi.vsb.cz/Modin\\_Animace/Opory/02\\_Metalurgicke\\_inzenyrstvi/13\\_Deformacni\\_chovani\\_materialu/Schindler\\_Deformacni\\_chovani\\_materialu.pdf](http://katedry.fmmi.vsb.cz/Modin_Animace/Opory/02_Metalurgicke_inzenyrstvi/13_Deformacni_chovani_materialu/Schindler_Deformacni_chovani_materialu.pdf).  
Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
- [21] NOVOTNÝ, Jiljí, Jan ŠANOVEC, Bohumír BEDNÁŘ a Viktor KREIBICH. *Technologie I: (slévání, tváření, svařování a povrchové úpravy)*. Vyd. 2. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2001. ISBN 80-01-02351-6.
- [22] Informace o hliníku a hliníkových profilech. *ALUCAD Bohemia, s.r.o.* [online]. [cit. 2016-08-04]. Dostupné z: <http://www.alucad.cz/informace/>
- [23] KRÁL Robert. *Rekrystalizace a zotavení 2. část* [online prezentace]. 2019 [cit. 2019-07-07]. Dostupné z:  
[https://material.karlov.mff.cuni.cz/people/janecek/studenti/Fyzika\\_materialu2/Rekrystalizace\\_2h\\_2cast.ppt](https://material.karlov.mff.cuni.cz/people/janecek/studenti/Fyzika_materialu2/Rekrystalizace_2h_2cast.ppt)
- [24] 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.
- [25] VOJNA, Martin. *Vliv mikrostruktury polotovaru na vlastnosti kované slitiny AlMgSi*. Praha, 2018. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze. Fakulta strojní. Ústav materiálového inženýrství.



- [27] ČSN EN 573-1 (421401) *Hliník a slitiny hliníku – Chemické složení a druhy tvářených výrobků – Část 1: Číselné označování*, červenec 2005
- [26] ČSN EN ISO 6892-1 *Kovové materiály – Zkoušení tahem – Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty*, březen 2010
- [27] ČSN 42 0315 *Zkoušení kovů. Zkušební tyče válcové s hladkými válcovými hlavami pro zkoušku tahem*, říjen 1981
- [28] ČSN 42 0466 *Příprava metalografických vzorků z mědi, hliníku, jejich slitin a kompozitů na jejich bázi*, únor 1996
- [29] ČSN EN ISO 643. *Ocel-Mikrografické stanovení velikosti zrn*. Praha: Ústav pro technickou normalizaci a státní zkušebnictví, 2013.
- [30] ČSN EN ISO 6507-1. *Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse Část 1: Zkušební metoda*. Praha: Český normalizační institut, 2006.

## Seznam tabulek

Tab. 1 Vybrané fyzikální vlastnosti hliníku [1] .....	12
Tab. 2 Maximální obsahy legujících prvků [14].....	14
Tab. 3 Rozdělení hliníkových slévárenských slitin podle ČSN EN 1706 [1].....	15
Tab. 4 Rozdělení hliníkových tvářených slitin podle ČSN EN 573-1 [1] .....	18
Tab. 5 Tuhé fáze vyskytující se v systému Al - Mg – Si [1] .....	20
Tab. 6 Možná eutektika ve slitinách Al – Mg – Si a obsah prvků v jednotlivých eutektikách [1] .....	21
Tab. 7 Intervaly legujících prvků pro tvářené slitiny série 6000 [1] .....	22
Tab. 8 Chemické složení slitiny EN AW 6082 v hm. % podle materiálového listu normy EN 573 .....	24
Tab. 9 Mechanické vlastnosti slitiny EN AW 6082 podle tepelného zpracování (tyče o průměru do 80 mm) podle materiálového listu normy EN 573 .....	24
Tab. 10 Ochlazovací rychlost médií [ $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ]. [1].....	32
Tab. 11 Doporučené technologické parametry tepelného zpracování slitin Al – Mg – Si část 1 [1].....	37
Tab. 12 Doporučené technologické parametry tepelného zpracování slitin Al – Mg – Si část 2 [1].....	37
Tab. 13 Vliv legujících prvků na substituční zpevnění hliníku [1] .....	41

Tab. 14 Uložená energie a energie vrstevné chyby pro stříbro, měď a hliník [2] .....	46
Tab. 15 Vyhodnocení zkoušky tahem pro vzorky z lisovaného polotovaru.....	66
Tab. 16 Vyhodnocení zkoušky tahem pro vzorky z HCM polotovaru.....	68
Tab. 17 Měření tloušťky hrubozrnné vrstvy – lisovaný polotovar .....	76
Tab. 18 Pořadí a zrnitost použitých brusných papírů .....	81
Tab. 19 Vyhodnocení rekrytalizovaného podílu – lisovaný polotovar .....	90
Tab. 20 Vyhodnocení rekrytalizovaného podílu – HCM polotovar.....	91
Tab. 21 Velikost zrna, lisovaný polotovar – podélný řez v jádře .....	94
Tab. 22 Velikost zrna, lisovaný polotovar – příčný řez v jádře.....	95
Tab. 23 Velikost zrna, HCM polotovar – podélný řez v jádře.....	96
Tab. 24 Velikost zrna, HCM polotovar – příčný řez v jádře .....	97
Tab. 25 Velikost zrna na povrchu – HCM polotovar (podélný řez) .....	105
Tab. 26 Velikost zrna na povrchu – HCM polotovar (příčný řez).....	105
Tab. 27 Měření tvrdosti – lisovaný polotovar (příčný řez).....	107
Tab. 28 Měření tvrdosti – lisovaný polotovar (podélný řez) .....	108
Tab. 29 Měření tvrdosti – HCM polotovar (příčný řez) .....	110
Tab. 30 Měření tvrdosti – HCM polotovar (podélný řez).....	111

## Seznam obrázků

Obr. 1 Rozdělení hliníkových slitin [7] .....	14
Obr. 2 Kvazibinární řez systémem Al – Mg – Si k Al – Mg <sub>2</sub> Si [1].....	20
Obr. 3 Oblasti jednotlivých fází v systému Al – Mg – Si za normální teploty [1].....	21
Obr. 4 Rozsahy teplot tepelného zpracování pro žihání, precipitační vytvrzování a rozpouštěcí žihání [15].....	25
Obr. 5 Žihací cyklus [1].....	26
Obr. 6 Schéma rekrytalizačního žihání [1].....	27
Obr. 7 Schéma stabilizačního žihání [1].....	27
Obr. 8 Schéma žihání ke snížení pnutí [1].....	28
Obr. 9 Schéma homogenizačního žihání [1].....	29
Obr. 10 Schématické znázornění postupu precipitačního vytvrzení slitiny AlCu <sub>4</sub> [5] ..	30
Obr. 11 Závislost výsledných pevnostních vlastností na ochlazovací rychlosti [1] .....	31
Obr. 12 "C" křivky pro vybrané slitiny [1] .....	31

Obr. 13 Kinetika rozpadu EN AW 2024 [1].....	33
Obr. 14 Kinetika rozpadu slitiny EN AW 2024 za zvýšených teplot [1] .....	33
Obr. 15 Část rovnovážného digramu Al - X s čarami rozpustnosti GPZ a fáze $\beta'$ [3]...	34
Obr. 16 a) koherentní, b) semikoherentní, c) nekoherentní rozhraní [16] .....	35
Obr. 17 Průběh stárnutí Al - Cu slitiny [5] .....	35
Obr. 18 Rovnovážný diagram Al - $Mg_2Si$ [15].....	35
Obr. 19 Závislost meze pevnosti na hustotě dislokací [10] .....	39
Obr. 20 Závislost meze kluzu na velikosti zrna u hliníku a mědi [4] .....	40
Obr. 21 Vliv obsahu prvků na zvýšení pevnosti hliníku [4].....	41
Obr. 22 Napětí pro průchod dislokace částic v závislosti na průměru částice [6].....	42
Obr. 23 Friedelův mechanismus [5] .....	42
Obr. 24 Orowanův mechanismus [5].....	43
Obr. 25 Vlevo deformace skluzem, vpravo deformace dvojčatěním [6].....	44
Obr. 26 Skluzové směry a roviny a) prostorově středěná mřížka, b) plošně středěná mřížka, c) hexagonální mřížka [18].....	45
Obr. 27 Znázornění vzniku deformační struktury [20].....	46
Obr. 28 Rozložení deformace po přechování v programu Qform .....	47
Obr. 29 Odchytky meze pevnosti v různých místech přechovaného výkovku [1] .....	47
Obr. 30 Vliv teploty na tvařitelnost [20].....	48
Obr. 31 Závislost deformačního napětí na velikosti deformace 6061 při různých teplotách a při rychlosti deformace $10.s^{-1}$ [1].....	49
Obr. 32 Deformační napětí slitin 6061 a 2014 deformované dvěma různými rychlostmi deformace [1].....	49
Obr. 33 Relativní kovatelnost vybraných kovárenských slitin hliníku [1].....	50
Obr. 34 Změny meze pevnosti ( $R_m$ ), meze kluzu ( $R_{p0,2}$ ), tvrdosti (HV), tažnosti (A) a elektrického odporu ( $\rho$ ) při odpevnění v závislost na teplotě (T) [5] .....	52
Obr. 35 Schématické znázornění polygonizace, a) deformovaný stav, b) zotavená substruktura [5] .....	54
Obr. 36 Teoretické křivky kinetiky rekrystalizace [6].....	56
Obr. 37 Rekrystalizační diagram hliníku čistoty 99,5 % [1] .....	57
Obr. 38 Průběh počátku rekrystalizace $t_R$ a počátku precipitace $t_P$ pro slitinu o koncentraci $c_0$ [2].....	58
Obr. 39 Vliv velikosti zrna na kinetiku rekrystalizace, měď, válcováno, teplota žhání 225 °C [23].....	59

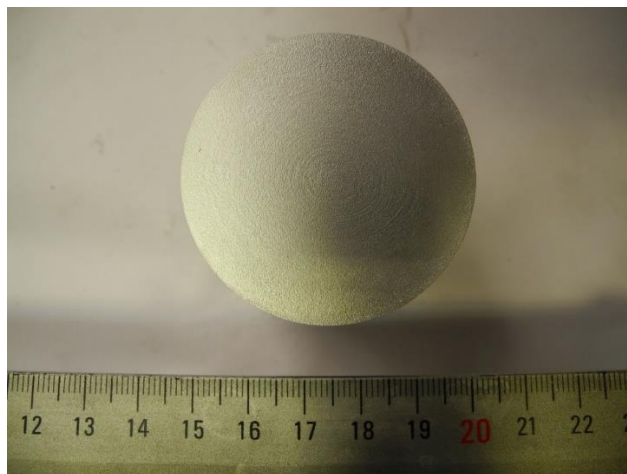
Obr. 40 Vliv deformace na kinetiku rekystalizace, hliník, teplota žíhání 350 °C, deformace v tahu [23] .....	59
Obr. 41 Výchozí polotovar pro výrobu vzorků.....	61
Obr. 42 Pěchovací nástroj s rovnými kovádky .....	63
Obr. 43 Směr pěchování .....	63
Obr. 44 Vzorek po pěchování .....	64
Obr. 45 Znázornění oblasti pro zkušební tělesa pro zkoušku tahem .....	65
Obr. 46 Rozměry zkušebního tělesa pro tahovou zkoušku.....	65
Obr. 47 Porovnání mezi kluzu, mezi pevnost, tažnosti – vzorky z lisovaného polotovaru .....	66
Obr. 48 Porovnání mezi kluzu, mezi pevnost, tažnosti – vzorky z HCM polotovaru ....	68
Obr. 49 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – mez kluzu.....	69
Obr. 50 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – mez pevnosti .....	70
Obr. 51 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – tažnost.....	71
Obr. 52 Znázornění polohy a orientace makroskopického řezu .....	72
Obr. 53 Makrostruktura, lisovaný polotovar, ohřev na kovací teplotu.....	73
Obr. 54 Makrostruktura, lisovaný polotovar, ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním.....	74
Obr. 55 Makrostruktura, lisovaný polotovar, deformace 40 + 20 % .....	74
Obr. 56 Makrostruktura, lisovaný polotovar, deformace 40 + 20 %+ tepelné zpracování .....	75
Obr. 57 Měření tloušťky hrubozrnné vrstvy .....	75
Obr. 58 Měření tloušťky hrubozrnné vrstvy – lisovaný polotovar .....	76
Obr. 59 Makrostruktura, HCM polotovar, ohřev na kovací teplotu .....	77
Obr. 60 Makrostruktura, HCM polotovar, ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním.....	77
Obr. 61 Makrostruktura, HCM polotovar, deformace 40 + 20 % .....	78
Obr. 62 Makrostruktura, HCM polotovar, deformace 40 + 20 % + tepelné zpracování	78
Obr. 63 Řezání pěchovaného vzorku v příčném a podélném směru .....	79
Obr. 64 Postup řezání pěchovaného vzorku pro přípravu metalografického vzorku .....	80
Obr. 65 Znázornění sledovaných ploch pro hodnocení mikrostruktury v podélném a příčném směru.....	80
Obr. 66 Lisovaný polotovar ohřátý na kovací teplotu – jádro (podélný řez).....	82

Obr. 67 Lisovaný polotovar ohřátý na kovací teplotu po tepelném zpracování – jádro (podélný řez).....	83
Obr. 68 Lisovaný polotovar po deformaci 20 + 40 % – jádro (podélný řez).....	83
Obr. 69 Lisovaný polotovar po deformaci 20 + 40 % a po tepelném zpracování – jádro (podélný řez).....	84
Obr. 70 HCM polotovar ohřátý na kovací teplotu – jádro (podélný řez) .....	84
Obr. 71 HCM polotovar ohřátý na kovací teplotu po tepelném zpracování – jádro (podélný řez).....	85
Obr. 72 HCM polotovar po deformaci 20 + 40 % – jádro (podélný řez) .....	85
Obr. 73 HCM polotovar po deformaci 20 + 40 % s tepelným zpracováním – jádro (podélný řez).....	86
Obr. 74 Lisovaný polotovar po deformaci 20 + 40 % – jádro (příčný řez) .....	86
Obr. 75 Lisovaný polotovar po deformaci 20 + 40 % s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez).....	87
Obr. 76 HCM polotovar po deformaci 20 + 40 % – jádro (příčný řez).....	87
Obr. 77 HCM polotovar po deformaci 20 + 40 % s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez) .....	88
Obr. 78 Znázornění principu bodové metody .....	89
Obr. 79 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru – rekrytalizovaný podíl .....	92
Obr. 80 Princip průsečkové metody [24].....	93
Obr. 81 Příklad měření velikosti zrna průsečkovou metodou .....	93
Obr. 82 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru, velikost zrna v jádře (podélný řez) .....	98
Obr. 83 Porovnání lisovaného a HCM polotovaru, velikost zrna v jádře (příčný řez)...	98
Obr. 84 Přejchod mezi hrubozrnnou rekrytalizovanou vrstvou a jemnozrnnou strukturou jádra .....	99
Obr. 85 Lisovaný polotovar – hrubozrnná povrchová vrstva (příčný řez) .....	100
Obr. 86 HCM polotovar ohřátý na kovací teplotu – povrch (podélný řez) .....	100
Obr. 87 HCM polotovar ohřátý na kovací teplotu s tepelným (podélný řez).....	101
Obr. 88 HCM polotovar po deformaci 40 +20 % – povrch (podélný řez) .....	101
Obr. 89 HCM polotovar po deformaci 20 + 40 % s tepelným zpracováním – povrch (podélný řez).....	102
Obr. 90 HCM polotovar ohřátý na kovací teplotu – povrch (příčný řez).....	102
Obr. 91 HCM polotovar ohřátý na kovací teplotu s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez).....	103

Obr. 92 HCM polotovar po deformaci 20 +40 % – povrch (příčný řez) .....	103
Obr. 93 HCM polotovar po deformaci 20 +40 % s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez).....	104
Obr. 94 Příklad měření velikosti zrna na povrchu průsečíkovou metodou .....	104
Obr. 95 Označení parametrů a zatěžování při zkoušce tvrdosti podle Vickerse [24]...	106
Obr. 96 Měření tvrdosti – lisovaný polotovar (příčný řez).....	109
Obr. 97 Měření tvrdosti – lisovaný polotovar (příčný řez).....	109
Obr. 98 Měřená tvrdosti – HCM polotovar (příčný řez).....	112
Obr. 99 Měření tvrdosti – HCM polotovar (příčný řez) .....	112

# Příloha A – lisovaný polotovar

## A.1 Ohřev na kovací teplotu



*Obr. A 1 Makrostruktura – ohřev na kovací teplotu*

### A.1.1 Ohřev na kovací teplotu – podélný řez



*Obr. A 2 Ohřev na kovací teplotu – jádro (podélný řez)*



*Obr. A 3 Ohřev na kovací teplotu – povrch (podélný řez)*



### A.1.2 Ohřev na kovací teplotu – příčný řez



Obr. A 4 Ohřev na kovací teplotu – jádro (příčný řez)



Obr. A 5 Ohřev na kovací teplotu – povrch (příčný řez)

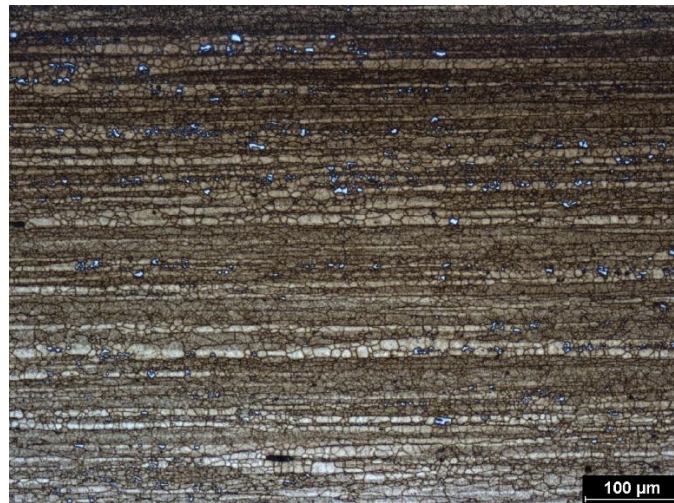
### A.2 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním



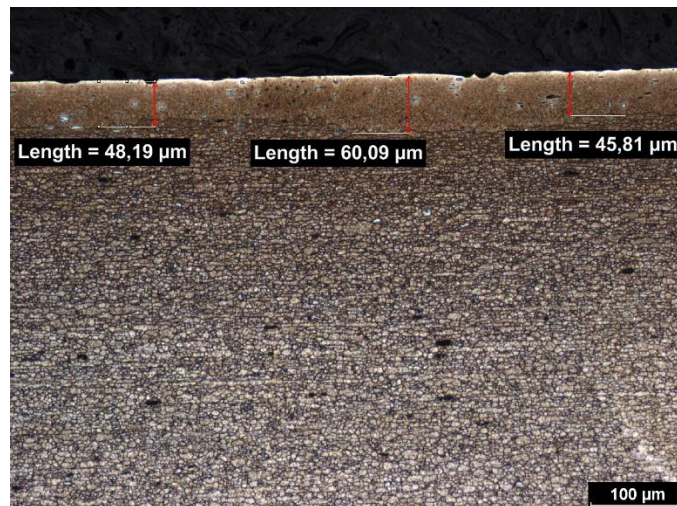
Obr. A 6 Makrostruktura – ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním



### A.2.1 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním – podélný řez

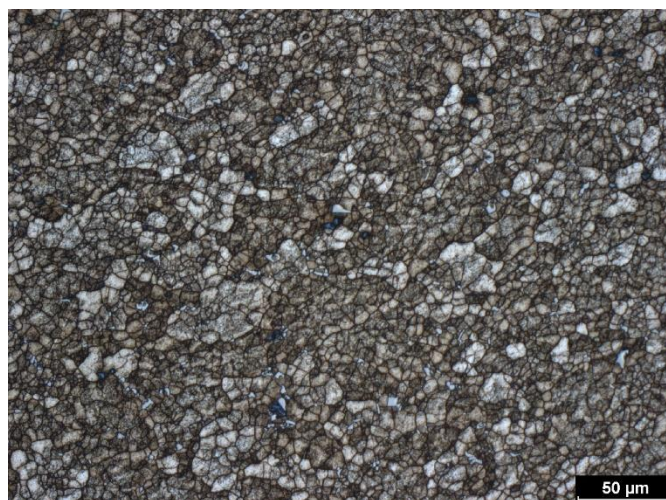


Obr. A 7 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním – jádro (podélný řez)

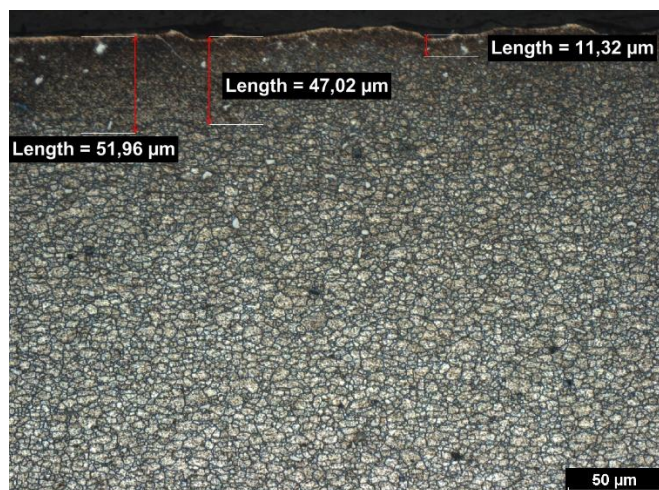


Obr. A 8 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním – povrch (podélný řez)

### A.2.2 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním – příčný řez

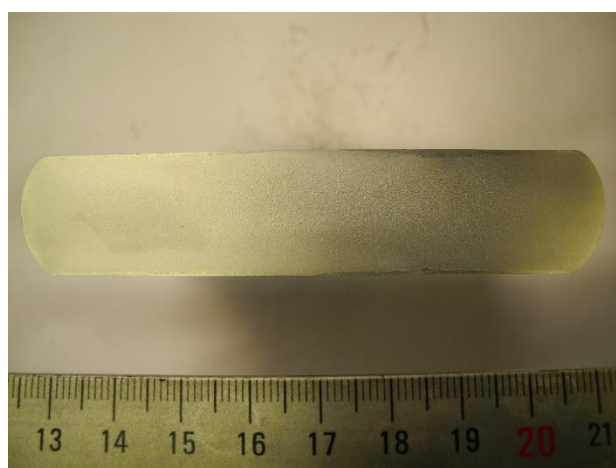


Obr. A 9 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez)



Obr. A 10 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez)

### A.3 Deformace 20 + 40 %



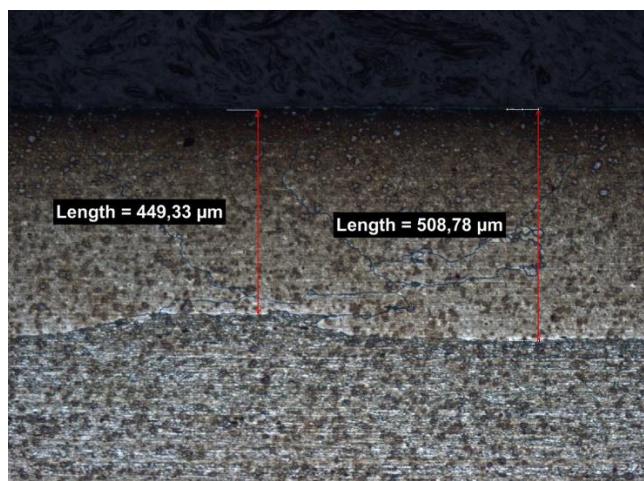
Obr. A 11 Makrostruktura – deformace 20 + 40 %

#### A.3.1 Deformace 20 + 40 % - podélný řez



Obr. A 12 Deformace 20 + 40 % - jádro (podélný řez)



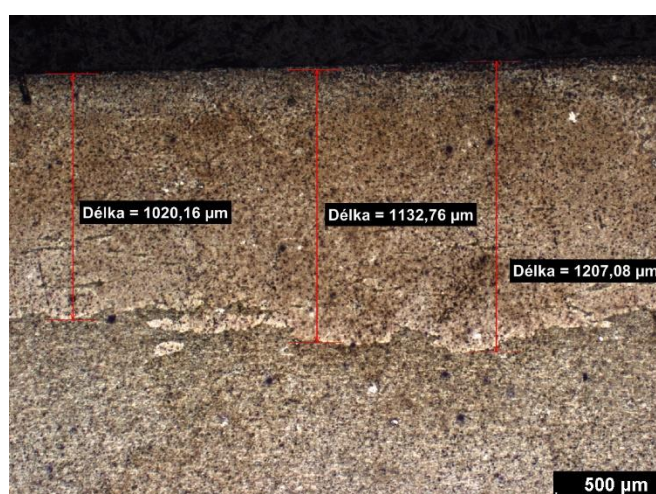


Obr. A 13 Deformace 20 + 40 % - povrch (podélný řez)

### A.3.2 Deformace 20 + 40 % - příčný řez

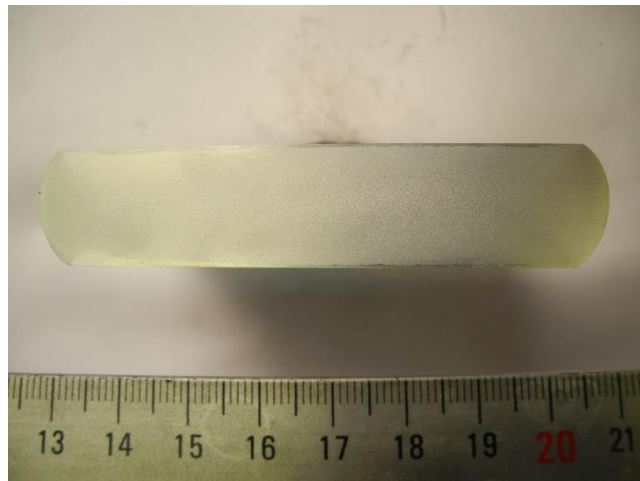


Obr. A 14 Deformace 20 + 40 % - jádro (příčný řez)



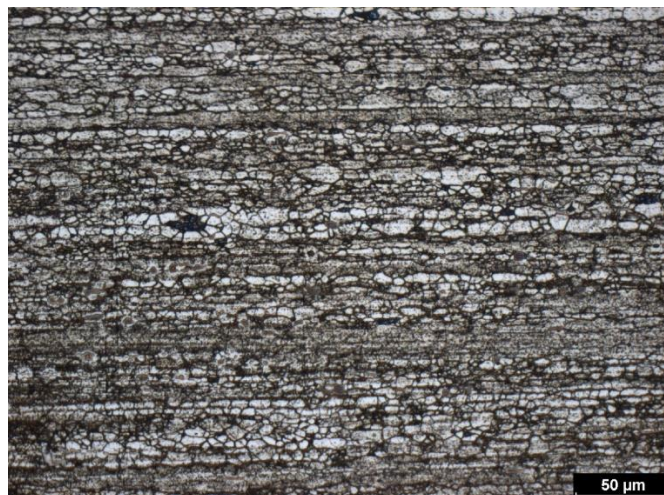
Obr. A 15 Deformace 20 + 40 % - povrch (příčný řez)

## A.4 Deformace 40 + 20 %

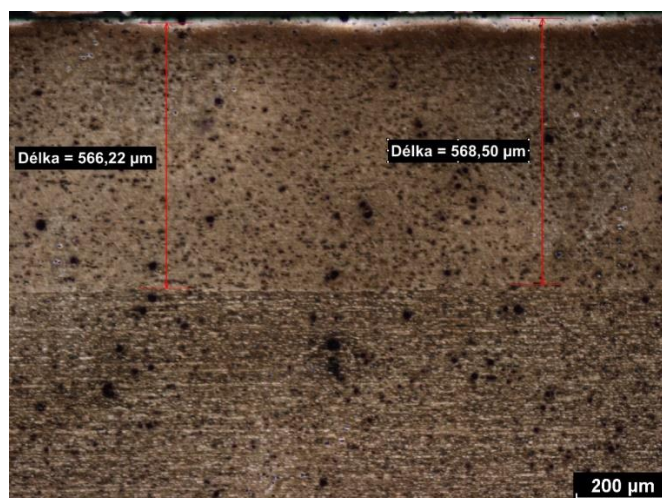


Obr. A 16 Makrostruktura – deformace 40 + 20 %

### A.4.1 Deformace 40 + 20 % - podélný řez



Obr. A 17 Deformace 40 + 20 % - jádro (podélný řez)



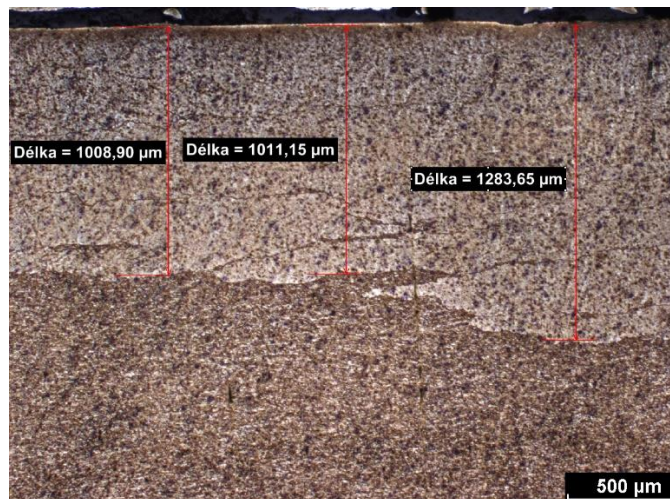
Obr. A 18 Deformace 40 + 20 % - povrch (podélný řez)



#### A.4.2 Deformace 40 + 20 % - příčný řez

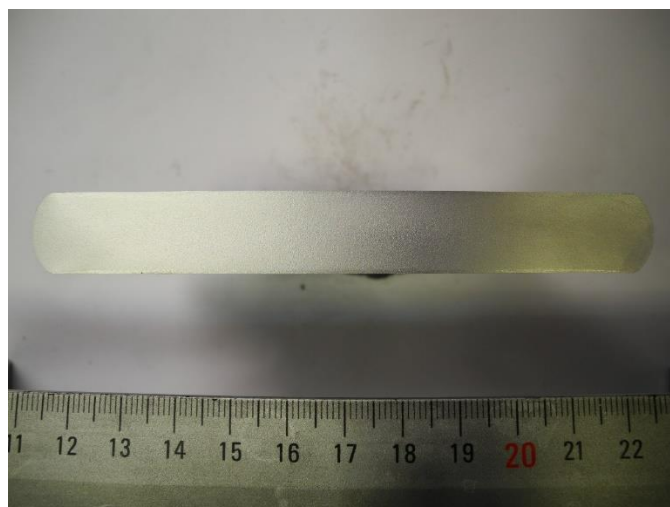


Obr. A 19 Deformace 40 + 20 % - jádro (příčný řez)



Obr. A 20 Deformace 40 + 20 % - povrch (příčný řez)

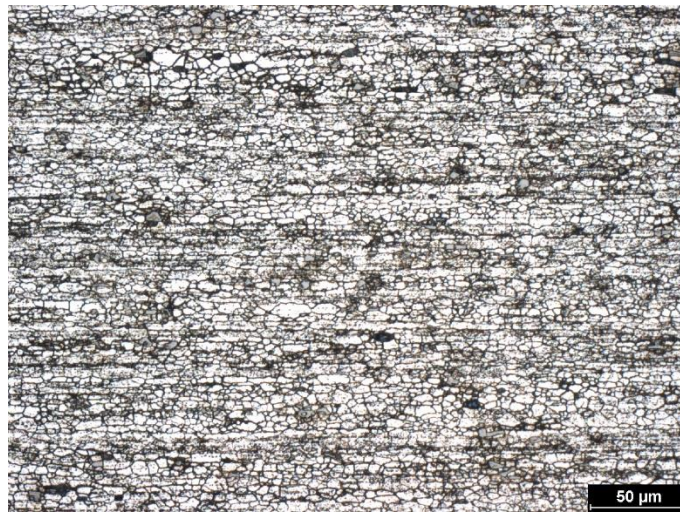
#### A.5 Deformace 70 %



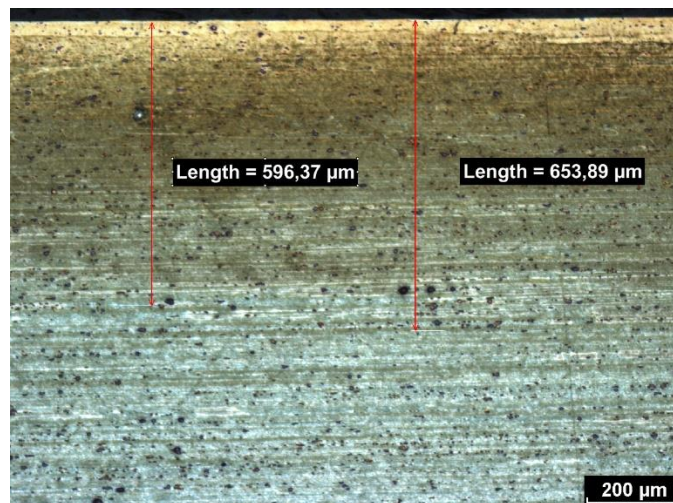
Obr. A 21 Makrostruktura – deformace 70 %



### A.5.1 Deformace 70 % - podélný řez

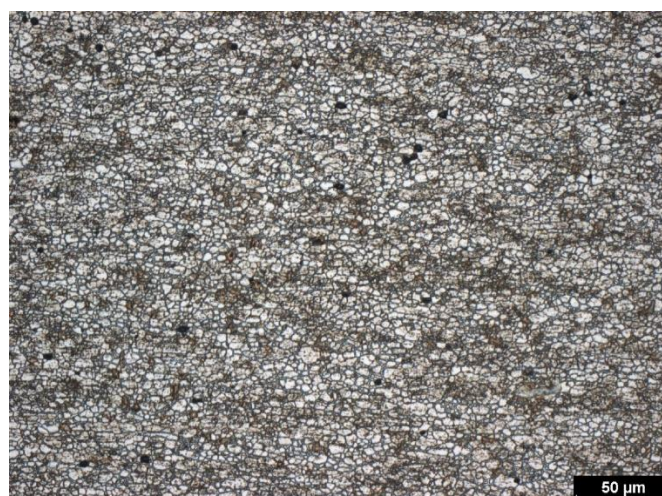


Obr. A 22 Deformace 70 % - jádro (podélný řez)



Obr. A 23 Deformace 70 % - povrch (podélný řez)

### A.5.2 Deformace 70 % - příčný řez

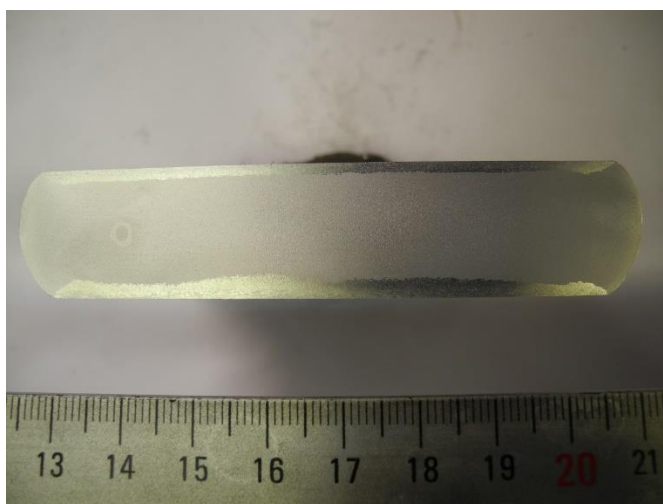


Obr. A 24 Deformace 70 % - jádro (příčný řez)



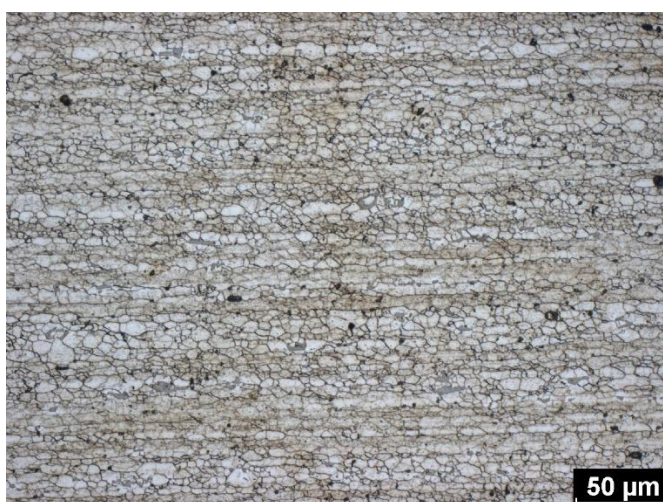
Obr. A 25 Deformace 70 % - povrch (příčný řez)

## A.6 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním



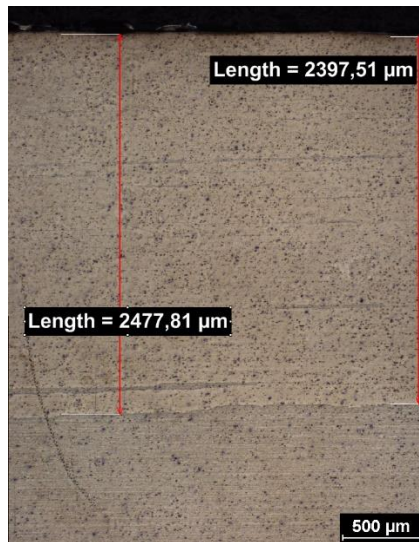
Obr. A 26 Makrostruktura – deformace 20 +40 % s tepelným zpracováním

### A.6.1 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním – podélný řez



Obr. A 27 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním – jádro (podélný řez)





*Obr. A 28 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním – povrch (podélný řez)*

### **A.6.2 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním – příčný řez**



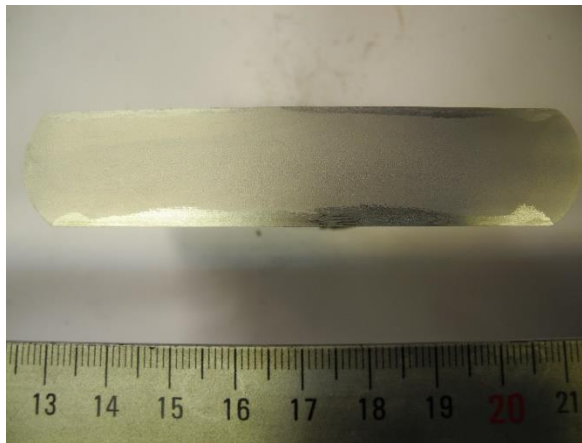
*Obr. A 29 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez)*



*Obr. A 30 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez)*



## A.7 Deformace 40 + 20 % s tepelným zpracováním

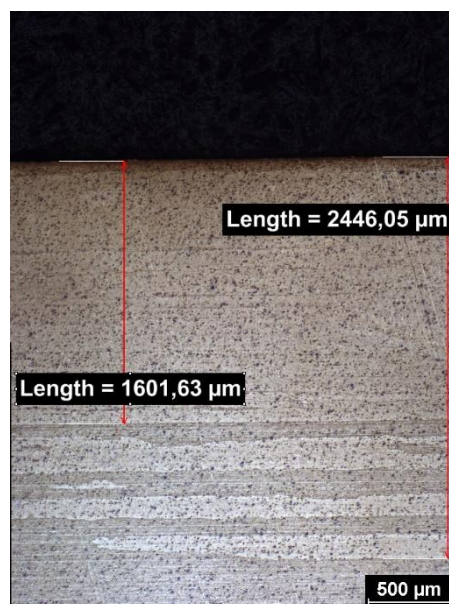


Obr. A 31 Makrostruktura – deformace 40 + 20 % s tepelným zpracováním

### A.7.1 Deformace 40 + 20 % s tepelným zpracováním – podélný řez



Obr. A 32 Deformace 40 + 20 % s tepelným zpracováním – jádro (podélný řez)

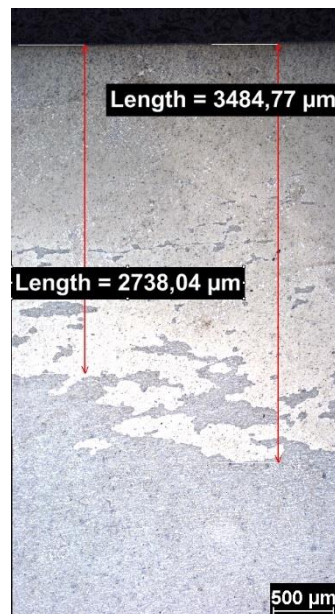


Obr. A 33 Deformace 40 + 20 % s tepelným zpracováním – povrch (podélný řez)

### A.7.2 Deformace 40 + 20 % s tepelným zpracováním – příčný řez

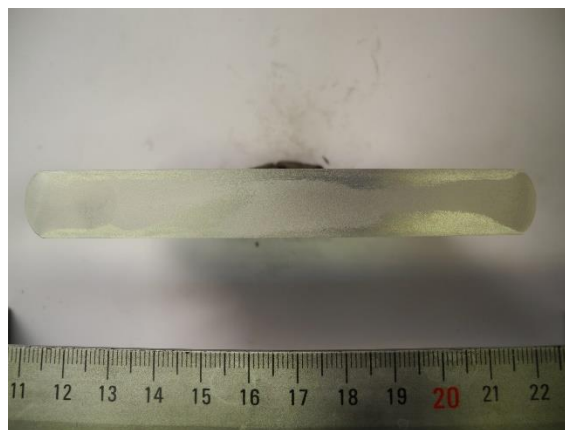


Obr. A 34 Deformace 40 + 20 % s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez)



Obr. A 35 Deformace 40 + 20 % s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez)

### A.8 Deformace 70 % s tepelným zpracováním



Obr. A 36 Makrostruktura – deformace 70 % s tepelným zpracováním



### A.8.1 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – podélný řez



Obr. A 37 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – jádro (podélný řez)

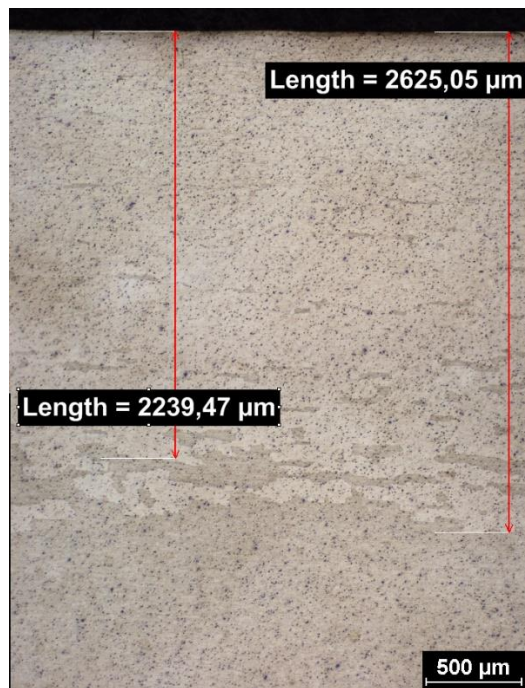


Obr. A 38 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – povrch (podélný řez)

### A.8.2 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – příčný řez



Obr. A 39 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez)



*Obr. A 40 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez)*

# Příloha B – HCM polotovar

## B.1 Ohřev na kovací teplotu



*Obr. B 1 Makrostruktura – ohřev na kovací teplotu*

### B.1.1 Ohřev na kovací teplotu – podélný řez



*Obr. B 2 Ohřev na kovací teplotu – jádro (podélný řez)*



*Obr. B 3 Ohřev na kovací teplotu – povrch (podélný řez)*



### B.1.2 Ohřev na kovací teplotu – příčný řez

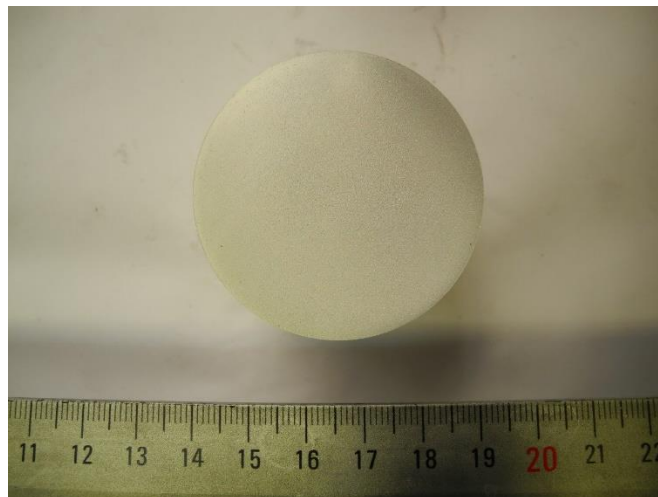


*Obr. B 4 Ohřev na kovací teplotu – jádro (příčný řez)*



*Obr. B 5 Ohřev na kovací teplotu – povrch (příčný řez)*

### B.2 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním

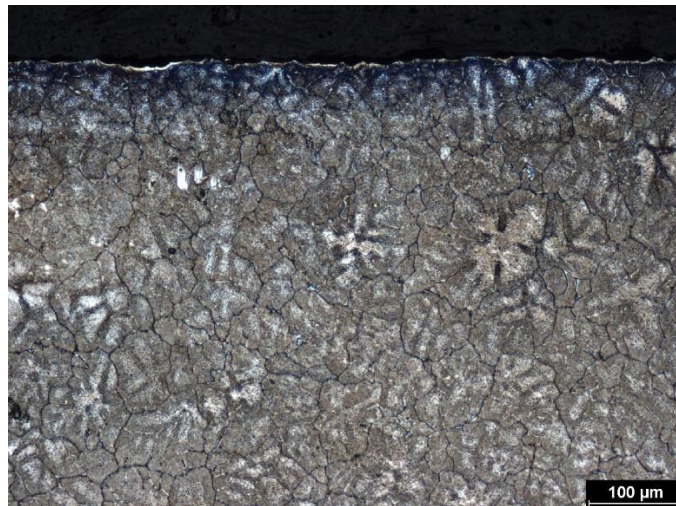


*Obr. B 6 Makrostruktura – ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním*

### B.2.1 Ohřevu na kovací teplotu s tepelným zpracováním – podélný řez



*Obr. B 7 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním – jádro (podélný řez)*



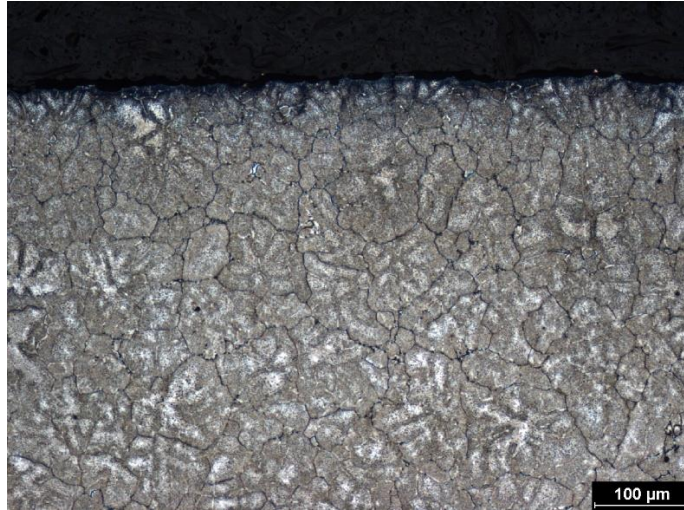
*Obr. B 8 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním – povrch (podélný řez)*

### B.2.2 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním – příčný řez



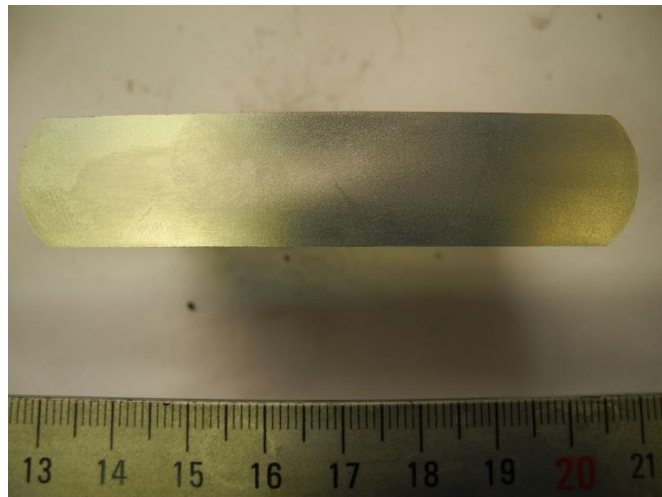
*Obr. B 9 Ohřev na kovací teplotu s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez)*





*Obr. B 10 Ohřev na kováčskou teplotu s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez)*

### **B.3 Deformace 20 + 40 %**



*Obr. B 11 Makrostruktura – deformace 20 + 40 %*

#### **B.3.1 Deformace 20 + 40 % - podélný řez**



*Obr. B 12 Deformace 20 + 40 % - jádro (podélný řez)*





*Obr. B 13 Deformace 20 + 40 % - povrch (podélný řez)*

### **B.3.2 Deformace 20 + 40 % - příčný řez**



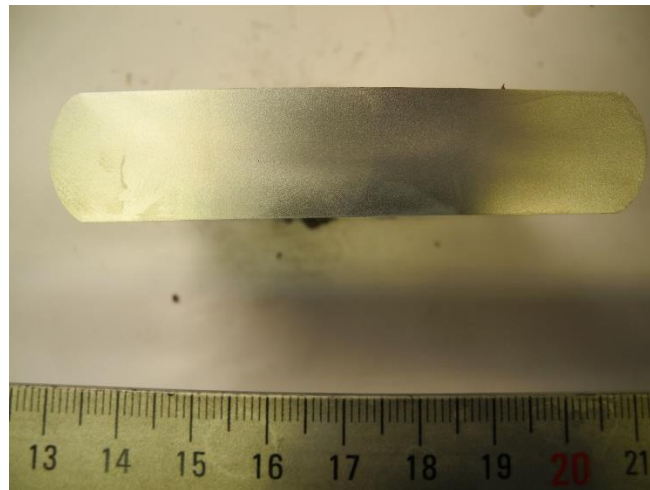
*Obr. B 14 Deformace 20 + 40 % - jádro (příčný řez)*



*Obr. B 15 Deformace 20 + 40 % - povrch (příčný řez)*

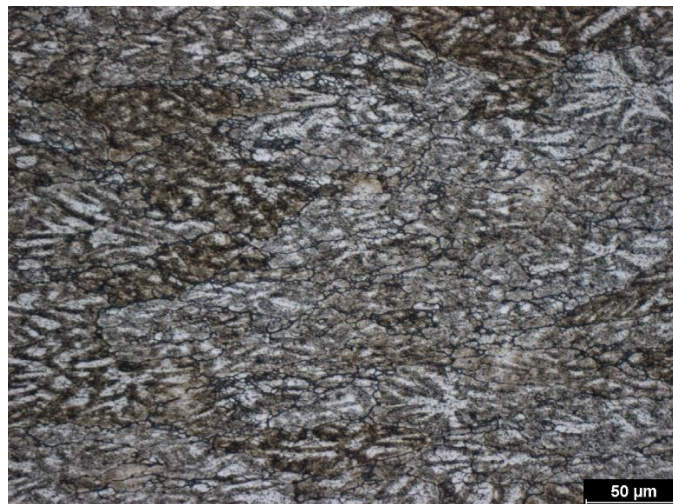


## B.4 Deformace 40 + 20 %



*Obr. B 16 Makrostruktura – deformace 40 + 20 %*

### B.4.1 Deformace 40 + 20 % - podélný řez



*Obr. B 17 Deformace 40 + 20 % - jádro (podélný řez)*



*Obr. B 18 Deformace 40 + 20 % - povrch (podélný řez)*

#### B.4.2 Deformace 40 + 20 % - příčný řez

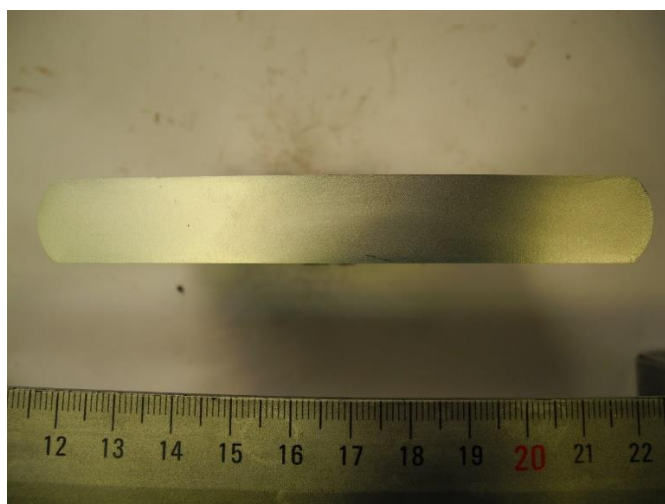


*Obr. B 19 Deformace 40 + 20 % - jádro (příčný řez)*



*Obr. B 20 Deformace 40 + 20 % - povrch (příčný řez)*

#### B.5 Deformace 70 %



*Obr. B 21 Makrostruktura – deformace 70 %*



### B.5.1 Deformace 70 % - podélný řez



*Obr. B 22 Deformace 70 % - jádro (podélný řez)*



*Obr. B 23 Deformace 70 % - povrch (podélný řez)*

### B.5.2 Deformace 70 % - příčný řez

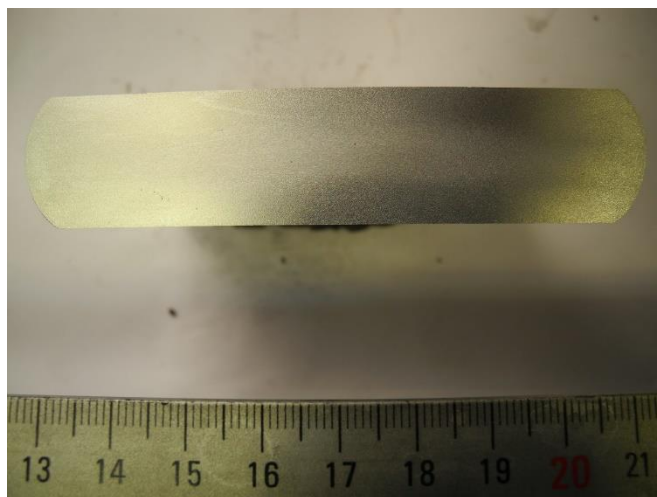


*Obr. B 24 Deformace 70 % - jádro (příčný řez)*



*Obr. B 25 Deformace 70 % - povrch (příčný řez)*

## **B.6 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním**



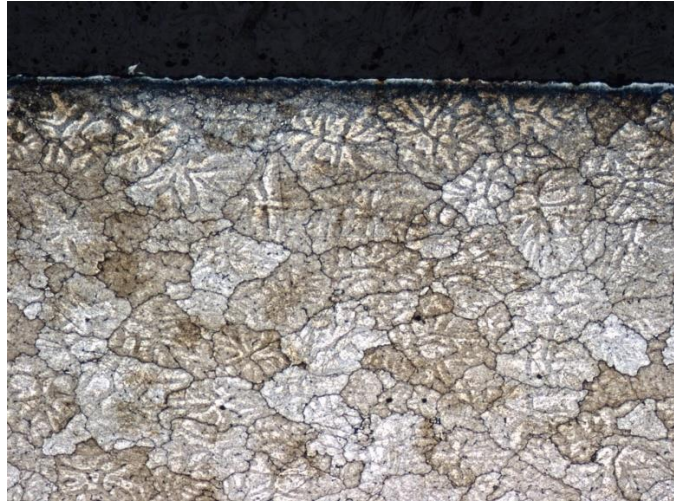
*Obr. B 26 Makrostruktura – deformace 20 +40 % s tepelným zpracováním*

### **B.6.1 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním – podélný řez**



*Obr. B 27 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním – jádro (podélný řez)*





*Obr. B 28 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním – povrch (podélný řez)*

### **B.6.2 Deformace 20 +40 % s tepelným zpracováním – příčný řez**

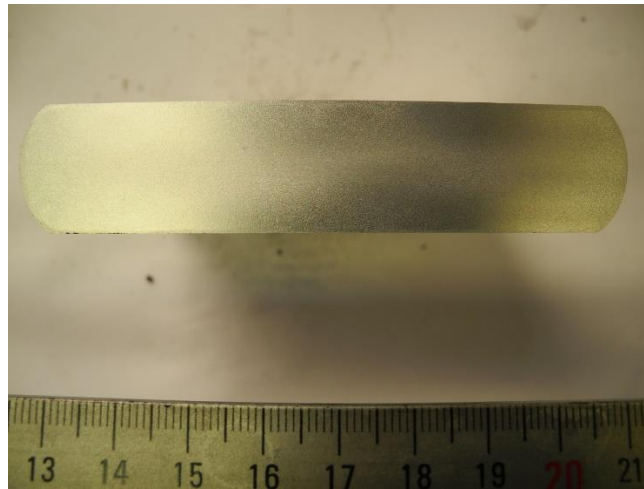


*Obr. B 29 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez)*



*Obr. B 30 Deformace 20 + 40 % s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez)*

## B.7 Deformace 40 + 20 % s tepelný zpracováním



Obr. B 31 Makrostruktura – deformace 40 + 20 % s tepelný zpracováním

### B.7.1 Deformace 40 + 20 % s tepelný zpracováním – podélný řez



Obr. B 32 Deformace 40 + 20 % s tepelný zpracováním – jádro (podélný řez)



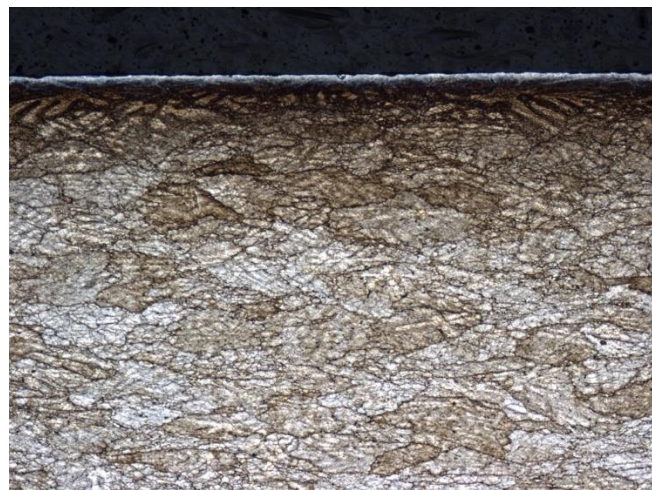
Obr. B 33 Deformace 40 + 20 % s tepelný zpracováním – povrch (podélný řez)



### B.7.2 Deformace 40 + 20 % s tepelným zpracováním – příčný řez

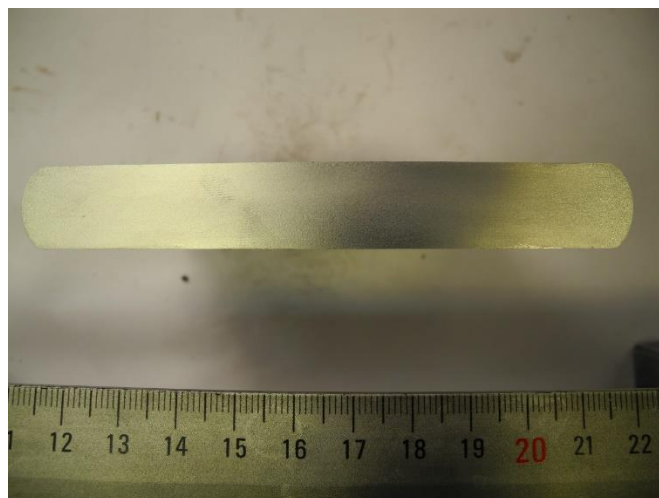


Obr. B 34 Deformace 40 + 20 % s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez)



Obr. B 35 Deformace 40 + 20 % s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez)

### B.8 Deformace 70 % s tepelným zpracováním



Obr. B 36 Makrostruktura – deformace 70 % s tepelným zpracováním



### B.8.1 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – podélný řez



Obr. B 37 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – jádro (podélný řez)



Obr. B 38 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – povrch (podélný řez)

### B.8.2 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – příčný řez



Obr. B 39 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – jádro (příčný řez)



*Obr. B 40 Deformace 70 % s tepelným zpracováním – povrch (příčný řez)*