

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE
FAKULTA STROJNÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ



DIPLOMOVÁ PRÁCE

Vliv podmínek kování na strukturu a vlastnosti slitiny 6082
Influence of forging conditions on the structure and properties of Al
alloy 6082

AUTOR: Bc. David Příbyl

STUDIJNÍ PROGRAM: Strojní inženýrství

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

PRAHA 2020

I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Příbyl** Jméno: **David** Osobní číslo: **438614**
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 podmínek kování na strukturu a vlastnosti slitiny 6082

Název diplomové práce anglicky:

Influence of forging conditions on the structure and properties of Al alloy 6082

Pokyny pro vypracování:

Literární rešerše - vliv teploty a deformace na odpeňovací procesy Al slitin.
Problematika slitin AlMgSi se zaměřením na slitinu 6082, technologické a mechanické vlastnosti.
Experimentální část:
Vyhodnocení mikrostrukturních charakteristik vybraných stavů materiálů po deformaci s použitím světelné mikroskopie a řádkovací elektronové mikroskopie (metoda EBSD) se zaměřením na vliv odpeňovacích procesů.
Diskuse výsledků a závěry.
Rozsah zprávy 40-60 stran, přílohy dle potřeby.

Seznam doporučené literatury:

- [1] ASM Speciality Handbook: Aluminium and Aluminium Alloys, Editor: Joseph R. Davis, ISBN 978-0-87170-496-2
- [2] Michna, Š, et. al. Encyklopedie hliníku. Prešov: Adin, 2005. ISBN 80-89401-88-4
- [3] Sedláček, V.: Neželezné kovy a slitiny. 1. vyd., Praha, SNTL, 1979

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:

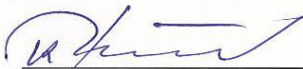
Datum zadání diplomové práce: **30.04.2020**

Termín odevzdání diplomové práce: **31.07.2020**

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.

23.6.2020
Datum převzetí zadání


Podpis studenta

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma „vliv podmínek kování na strukturu a vlastnosti slitiny 6082“ vypracoval samostatně a s použitím uvedené literatury a pramenů.

V Praze dne:

.....

Podpis

Abstrakt

Tato diplomová práce se zabývá zkoumáním vlivu podmínek kování na strukturu a vlastnosti slitiny EN AW 6082, vyrobené metodou horizontálního kontinuálního lití. Cílem bylo zhodnotit změnu mikrostruktury a tvrdost zkušebních vzorků v jádře a na povrchu v závislosti na způsobu deformace a tepelném zpracování. Experimentální metody použité v práci jsou světelná mikroskopie, EBSD a zkouška tvrdosti dle Vickerse. V závěru jsou formulovány výsledky a jejich diskuse.

Klíčová slova

EN AW 6082, HCM, mechanické vlastnosti, rekrytalizace, mikrostruktura, EBSD, tvrdost

Abstract

The aim of this diploma thesis is to research the effect of conditions of forging on structure and attributes of the alloy EN AW 6082, made by method of horizontal continuous casting. The objective was to evaluate the change of microstructure and hardness of test samples in the core and on the surface depending on the mode of deformation and heat treatment. Experimental methods used in this diploma thesis are light microscopy, EBSD and the Vickers hardness test. In the end there are formulated results and discussion about them.

Keywords

EN AW 6082, HCM, mechanical properties, recrystallization, microstructure, EBSD, hardness

Poděkování

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

Obsah

1.	ÚVOD.....	9
2.	HLINÍK A JEHO SLITINY.....	10
	2.1 FYZIKÁLNÍ VLASTNOSTI HLINÍKU	10
	2.2 TECHNOLOGICKÉ VLASTNOSTI HLINÍKU A JEHO SLITIN.....	11
3.	ROZDĚLENÍ SLITIN HLINÍKU	12
	3.1 SLITINY HLINÍKU PRO SLÉVÁNÍ	12
	3.2 SLITINY HLINÍKU PRO TVÁŘENÍ.....	13
	3.3 TVÁŘENÉ SLITINY ŘADY 6000	14
	3.3.1 LEGUJÍCÍ PRVKY ŘADY 6000.....	15
	3.3.2 SLITINA EN AW 6082.....	16
4.	PLASTICKÁ DEFORMACE.....	17
	4.1 MECHANISMY PLASTICKÉ DEFORMACE	17
	4.1.1 SKLUZ	17
	4.1.2 DVOJČATĚNÍ	18
	4.2 DEFORMAČNÍ STRUKTURA	18
5.	ZPEVŇOVACÍ PROCESY	19
	5.1 DEFORMAČNÍ ZPEVNĚNÍ.....	19
	5.2 ZPEVNĚNÍ POMOCÍ LEGUJÍCÍCH PRVKŮ A DISPERZNÍCH ČÁSTIC.....	20
	5.3 ZPEVNĚNÍ HRANICEMI ZRN A SUBZRN	21
6.	OPEVŇOVACÍ PROCESY.....	23
	6.1 STATICKÉ ODPEVŇOVACÍ PROCESY	24
	6.1.1 STATICKÉ ZOTAVENÍ	24
	6.1.2 STATICKÁ REKRYSTALIZACE	25
	6.2 DYNAMICKÉ ODPEVŇOVACÍ PROCESY	26
	6.2.1 DYNAMICKÉ ZOTAVENÍ	26
	6.2.2 DYNAMICKÁ REKRYSTALIZACE	27
7.	TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ SLITIN HLINÍKU.....	28
	7.1 ŽÍHÁNÍ.....	28
	7.1.1 REKRYSTALIZAČNÍ ŽÍHÁNÍ	28

7.1.2 STABILIZAČNÍ ŽÍHÁNÍ.....	29
7.1.3 HOMOGENIZAČNÍ ŽÍHÁNÍ.....	29
7.2 VYTVRZOVÁNÍ	29
7.2.1 ROZPOUŠTĚCÍ ŽÍHÁNÍ	30
7.2.2 RYCHLÉ OCHLAZENÍ.....	30
7.2.3 UMĚLÉ STÁRNUTÍ.....	31
7.2.3.1 ROZPAD PŘESYCENÉHO TUHÉHO ROZTOKU	31
<i>EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST.....</i>	<i>33</i>
8. <i>PŘÍPRAVA VZORKŮ A POUŽITÉ EXPERIMENTÁLNÍ METODY.....</i>	<i>33</i>
8.1 PŘÍPRAVA VZORKŮ	33
8.1.1 PĚCHOVÁNÍ	33
8.1.2 ŘEZÁNÍ A LISOVÁNÍ	34
8.1.3 BROUŠENÍ, LEŠTĚNÍ, LEPTÁNÍ	35
8.2 SVĚTELNÁ MIKROSKOPIE	35
8.3 METODA EBSD V ŘÁDKOVACÍ ELEKTRONOVÉ MIKROSKOPII	37
8.3.1 MODEL DVOU INTERAKCÍ	37
8.3.2 MODEL KANÁLOVÁNÍ ELEKTRONŮ	38
8.4 MĚŘENÍ TVRDOSTI PODLE VICKERSE	38
9. <i>PROVEDENÉ ANALÝZY</i>	<i>40</i>
9.1 SVĚTELNÁ MIKROSKOPIE	40
9.1.1 2PO	41
9.1.2 242PO	43
9.1.3 242XPO	46
9.1.4 2PO70	48
9.1.5 2XPO70	50
9.1.6 POROVNÁNÍ HODNOCENÝCH VZORKŮ	52
9.2 ELEKTRONOVÁ MIKROSKOPIE – EBSD.....	53
9.2.2 242PO	54
9.2.3 242XPO	56
9.2.4 2PO70	58
9.2.5 2XPO70	60
9.1.6 POROVNÁNÍ HODNOCENÝCH VZORKŮ	62
9.3 MĚŘENÍ MIKROTVRDOSTI DLE VICKERSE	63
9.3.1 PRŮBĚH MIKROTVRDOSTI	63
9.3.2 MIKROTVRDOST JEMNOZRNNÉ POVRCHOVÉ VRSTVY.....	67

10. ZÁVĚR	69
SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	70
SEZNAM OBRÁZKŮ	72
SEZNAM TABULEK	74

1. Úvod

Slitiny hliníku jsou pro svůj výhodný poměr mezi mechanickými vlastnostmi a hmotností důležitým konstrukčním materiálem. Slitiny řady AlMgSi, které jsou předmětem této práce, se užívají často v automobilovém průmyslu, kde jsou na ně kladeny stále se zvyšující nároky. Z toho důvodu je důležité studovat závislost mezi strukturou a vlastnostmi materiálů a tím posouvat poznání vpřed.

Předmětem práce je studium vzorků vyrobených metodou horizontálního kontinuálního lití (HCM). Po výrobě projdou vzorky petchováním za tepla s různou velikostí deformace, případně deformací ve dvou krocích. Některé vzorky jsou následně i tepelně zpracovány.

Cílem diplomové práce je zhodnotit a popsat, jak různé způsoby deformace a tepelné zpracování ovlivňuje strukturu a vlastnosti slitiny EN AW 6082. Pro hodnocení jsou použity experimentální metody světelná mikroskopie, EBSD a zkouška tvrdosti dle Vickerse.

V teoretické části jsou popsány slitiny hliníku, jejich vlastnosti a použití se zaměřením na slitiny řady AlMgSi, mezi které se řadí i v diplomové práci zkoumaná slitina EN AW 6082. Dále jsou popsány základní mechanismy zpevnění a odpevnění materiálu, principy plastické deformace a tepelné zpracování. Nakonec je popsána výroba vzorků a použité experimentální metody pro praktickou část.

Experimentální část se zaměřuje na zkoumání mikrostruktury jádra a povrchové vrstvy vzorků. Hodnocen je především tvar zrna, velikost rekrystalizace a jejich změny v závislosti na způsobu deformace a tepelném zpracování. Dále jemnozrná povrchová vrstva, typická pro slitiny vyrobené metodou HCM. Nakonec je provedena zkouška tvrdosti, která doplňuje informace získané z fotek mikrostruktury.

2. Hliník a jeho slitiny

Hliník je velmi lehký kov. Na čerstvém řezu je povrch stříbřitě bílý a lesklý. Povrch hliníku se na vzduchu po krátké době pokrývá vrstvou oxidu Al_2O_3 . Jedná se o nejrozšířenější kov v zemské kůře a třetí nejrozšířenější prvek na planetě. [1,19]

Hliník nachází uplatnění v široké škále odvětví. Největším spotřebitelem je odvětví dopravní - letecký, automobilový, lodní a kolejový průmysl. Zde se uplatňuje především pro své relativně dobré mechanické vlastnosti, nízkou hmotnost a dobré korozní vlastnosti. Pro své výše zmíněné vlastnosti se užívá i ve stavebnictví a strojírenství. Potravinářský průmysl užívá výrobky z hliníku pro jejich hygienickou nezávadnost a energetický průmysl pro jeho schopnost vést dobře elektrický proud. [1,19]

2.1 Fyzikální vlastnosti hliníku

Hliník má kubicky plošně centrovanou mřížku (fcc). Čistý hliník je měkký a dobře tvárný. Má nízkou pevnost, z toho důvodu ho nelze v čisté podobě využít jako konstrukční materiál. Proto je hliník legován vhodnými zpevňujícími prvky, např. mědí, hořčíkem, manganem, křemíkem a zinkem a případně tepelně zpracován. Základní fyzikální vlastnosti hliníku jsou uvedeny v tabulce 2.1. [1,3]

Tab. 2.1 Fyzikální vlastnosti hliníku [1]

Vlastnosti	Hodnoty
Mřížka	K2
Parametr mřížky	$a = 0.404958 \text{ nm}$
Hustota	2.6989 g.cm^{-3} (při $20 \text{ }^\circ\text{C}$)
Teplota tavení	$660.4 \text{ }^\circ\text{C}$
Teplota varu	$2494 \text{ }^\circ\text{C}$
Tepelná vodivost	247 W.m^{-1} (při $25 \text{ }^\circ\text{C}$)
Elektrická vodivost	62 % IACS (Al 99.8) 65 – 66 % IACS (Al 99.999+)
Latentní teplo tavení	397 kJ.kg^{-1}
Latentní teplo varu	10.78 MJ.kg^{-1}
Atomová hmotnost	26.98154
Objemová změna při krystalizaci	6.5 %
Specifické teplo	0.900 kJ/kg.K (při $25 \text{ }^\circ\text{C}$) 1.18 kJ/kg.K (při $660.4 \text{ }^\circ\text{C}$)
Spalné teplo	31.05 MJ/kg
Elektrický odpor	$26.2 \text{ n}\Omega.\text{m}$ (Al 99.999+ při $20 \text{ }^\circ\text{C}$) $26.55 \text{ n}\Omega.\text{m}$ (Al 99.8 při $20 \text{ }^\circ\text{C}$)
Teplota supravodivosti	1.2 K
Účinný průřez pro neutrony	0.2b/atom pro energii neutronu 0.02 eV 0.65 b/atom pro energii neutronu 100 MeV

2.2 Technologické vlastnosti hliníku a jehlo slitin

Technologické vlastnosti jsou mechanické a fyzikální vlastnosti slitin, které souvisí se způsobem, jakým se vyrábí výrobek. Mezi nejdůležitější technologické vlastnosti patří slévateľnost, tvárnost, svařitelnost a obrobiteľnost. [1,2]

Slévateľnost je schopnost slévářenských slitin tvořit kvalitní odlitky. Je ovlivněna především krystalizací, viskozitou a povrchovým napětím kapaliny. Nejsnáze lze odlévat slitiny s úzkým intervalem tuhnutí, to splňují čisté kovy a kovy s eutektickým složením. O slitinách hliníku pro slévání bude pojednáno v kap. 3.1. [1,2]

Tvárnost je schopnost materiálu měnit svůj tvar působením vnějšího napětí při plastické deformaci bez porušení celistvosti. O tvárnosti rozhoduje především typ mřížky, chemické složení, teplota tváření, druh napjatosti a způsob tepelného zpracování. U hliníkových slitin je tvárnost velmi často využívaným technologickým parametrem. Pro hodnocení tvárnosti se využívají technologické zkoušky. O slitinách hliníku pro tváření bude pojednáno v kap. 3.2. [1,2]

Svařitelnost je schopnost materiálu vytvořit kvalitní svarový spoj. Svarový spoj je závislý především na způsobu výroby, chemickém složení a struktuře. Vlivem strukturní odlišnosti svarového spoje a základního materiálu může docházet v místě svaru k pnutí a také jsou zde ovlivněny mechanické, únavové a korozní vlastnosti svařovaného dílu. Dobře svařitelné jsou především nevytvrditelné slitiny, výjimku tvoří např. slitiny AlMgSi a AlZnMg, které lze dobře svařit i přes to, že jsou vytvrditelné. [1,2]

Pojem obrobiteľnost v sobě zahrnuje velké množství vlastností a parametrů, které nelze jednoduše popsat číslem, nebo veličinou. Mezi nejdůležitější faktory se řadí způsob a tepelné zpracování obráběného materiálu, mikrostruktura, chemické složení, použitá metoda obrábění, druh a vlastnosti nástrojového materiálu, tvar třísky, řezná rychlost apod. Hliníkové slitiny lze obecně popsat jako lépe obrobitelné v porovnání s ostatními kovovými konstrukčními materiály. Čistý hliník má velmi špatnou obrobiteľnost, naopak slitiny hliníku mají obrobiteľnost výrazně lepší. [1,2]

3. Rozdělení slitin hliníku

3.1 Slitiny hliníku pro slévání

Slitiny hliníku pro slévání se vyznačují několika výhodami oproti slévárenským slitinám jiných kovů. Jejich hlavní předností je nízká teplota tavení, malý interval krystalizace, možnost eliminace vodíku, jako jediného rozpustného plynu v odlitku, za pomoci vhodných technologických podmínek a dobrá chemická odolnost vůči korozi. [1]

Podle normy AMS lze slitiny hliníku na základě jejich chemického složení rozdělit do šesti skupin:

1) Slitiny typu Al – Cu

Dosahují nejvyšších pevnostních vlastností ze všech slitin pro odlévání. Přidáním legujících prvků niklu a hořčíku je umožněno použití slitin za vyšších teplot. Nevýhodou je nízká korozivzdornost a špatná slévatelnost. [1,16]

2) Slitiny typu Al – Cu – Si

Legováním slitiny křemíkem lze zajistit lepší slévárenské vlastnosti. Slitiny s obsahem mědi nad 3 % a přidaným hořčíkem se tepelně zpracovávají. Při dosažení vysokého množství křemíku, až 22 % se slitiny stávají vysoce otěruvzdorné. [1]

3) Slitiny typu Al – Si

Jsou založeny na binárním systému hliník – křemík, jehož obsah je 5 až 12 %. Jsou užívány pro konstrukce, které vyžadují kombinaci střední pevnosti a vysoké tažnosti. [16]

4) Slitiny typu Al – Mg

Vynikají svojí odolností proti korozi a to zejména vůči mořské vodě a mořské atmosféře. Korozní odolnost klesá s množstvím nečistot, z toho důvodu se pro výroby užívají vysoce čisté kovy. Mají střední až vysoké pevnostní vlastnosti a jsou svařitelné. [1,16]

5) Slitiny typu Al – Zn – Mg

Vykazují dobré pevnostní vlastnosti již v litém stavu a jsou odolné vůči korozi. Jsou schopné dosáhnout vysokých pevností přirozeným stárnutím bez tepelného zpracování. Slitiny mají špatnou slévatelnost. [1,16]

6) Slitiny typu Al – Sn

Obsahují přibližně 6 % cínu a malé množství mědi a niklu pro zvýšení mechanických vlastností. Cín propůjčuje slitině mazivost, proto se používá ve výrobě kluzných ložisek. [16]

3.2 Slitiny hliníku pro tváření

Podle normy EN 573-1 lze rozdělit slitiny hliníku pro tváření do těchto skupin (tab. 3.1).

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

Tab. 3.1 Rozdělení slitin hliníku pro tváření dle normy EN 573-1 [1]

Série 1000

Z důvodu nízkých pevnostních charakteristik se čistý hliník nevyužívá jako konstrukční materiál. Využívá se především v energetickém, elektrotechnickém a chemickém průmyslu z důvodu vysoké elektrické a tepelné vodivosti a odolnosti proti korozi. [1]

Série 2000

Série 2000 označuje slitinu hliníku a mědi jako primárního legujícího prvku s případným přídavkem hořčíku (sekundární prvek). Materiál lze tepelně vytvrdit. Nevýhodou je jeho nízká odolnost proti korozi, proto se pokrývá tenkou vrstvou hliníku (plátování) v místech, kde má být vystaven dlouhodobě povětrnostním podmínkám. [1,3]

Série 3000

Slitinu Al – Mn není možné tepelně zpracovat. Legující prvek Mn přispívá k jejímu zpevnění. Lze je použít v oblasti výměníků tepla. [1]

Série 4000

Slitiny Al-Si nelze obvykle tepelně zpracovat. Při vyšším množství Si je lze použít jako svářecí dráty. [1,3]

Série 5000

Slitiny Al-Mg nelze tepelně zpevnit. Prvek Mg přispívá k většímu zpevnění, než Mn. Vyznačují se dobrou odolností proti korozi. [1,3]

Série 6000

Do série slitin Al-Mg-Si je řazena i slitina EN AW 6082, která je součástí praktické části této diplomové práce a proto o ní bude podrobně pojednáno v podkapitole 3.3.

Série 7000

Slitiny Al-Zn patří k nejpevnějším hliníkovým slitinám (až 600MPa). Obvykle se vytvrzují. Lze je legovat i dalšími prvky, např. mědí a chromem. Pro své mechanické vlastnosti se využívají na vysoce namáhané součásti, např. v leteckém průmyslu. Mají nižší odolnost proti korozi, kterou lze zvýšit přestárnutím na úkor pevnostních vlastností. [1,3]

3.3 Tvářené slitiny řady 6000

Slitiny řady 6000 jsou legovány především prvky Mg a Si. Využívají se pro své vysoké pevnosti charakteristiky, kterých dosahují z důvodu výskytu intermetalické fáze Mg_2Si . Ta vzniká tepelným zpracováním slitiny vytvrzováním. Slitiny lze dobře tvářet, svářet a jsou odolné vůči korozi. Užívají se jako komponenty v dopravních a sportovních odvětvích a jako součásti mostních konstrukcí. [1]

Kromě výše zmíněné fáze Mg_2Si lze v systému Al – Mg- Si najít několik dalších stabilních fází (tab. 3.2). U slitin řady 6000 nebyly zjištěny fáze ternární. [1]

Označení	β	ϵ	ζ		
Fáze	Al_3Mg_2	$Al_{30}Mg_{23}$	$Al_{12}Mg_{17}$	Al_5Mg_4	Mg_2Si
T [°C]	< 450	450÷370	< 460		< 1085

Tab. 3.2 Tuhé fáze vyskytující se v systému Al – Mg – Si včetně teploty tavení [1]

Většinu komerčně využívaných slitin řady 6000 lze rozdělit na základě poměru a množství legujících prvků hořčíku a křemíku do tří skupin. [15]

První skupina obsahuje vyrovnaný poměr mezi hořčíkem a křemíkem v rozmezí 0,8 % až 1,2 %. Typickým příkladem je slitina 6063 a 6082. Slitiny se často užívají jako materiál pro výrobu protlačovaných profilů. Po rozpouštěcím žíhání mohou být ochlazeny na vzduchu, protože mají nízkou citlivost na kritickou ochlazovací rychlost. [15]

Druhá skupina má také vyrovnaný poměr mezi hořčíkem a křemíkem, ale množství těchto prvků přesahuje 1,4 %. Z toho důvodu dosahují slitiny po stárnutí vyšších pevností. Tepelné zpracování vytvrzením vyžaduje vyšší teploty a slitiny jsou citlivější na kritickou ochlazovací rychlost, kvůli tomu jsou obvykle chlazeny ve vodě. Typickým příkladem této skupiny je slitina 6061, do které se přidává ještě měď pro další zvýšení pevnosti. Dále je možné přidat chrom, mangan a zirkon pro získání jemnozrné struktury. [15]

Třetí skupina obsahuje přebytek křemíku, to dovoluje vytvoření většího množství fáze Mg_2Si , než u předchozích skupin. Tento přebytek zvyšuje teplotu stárnutí a pevnostní vlastnosti slitiny. Vysoké množství křemíku má naopak negativní vliv na tvařitelnost a snižuje odolnost vůči interkrystalickému lomu, neboť přebytek křemíku má tendenci usazovat se na hranicích zrn. Negativní efekt křemíku lze zmírnit legury chromu a manganu, ty podporují vznik jemnozrné struktury a potlačují rekrytalizaci v průběhu tepelného zpracování. Typickým příkladem skupiny jsou slitiny 6009 a 6351. [15]

3.3.1 Legující prvky řady 6000

Legující prvky, nacházející se ve slitinách řady 6000 pro tváření, včetně jejich intervalu jsou vypsány v tabulce 3.3.

Legující prvek	Množství [hm. %]
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

Tab. 3.3 Legující prvky slitin pro tváření řady 6000 [1]

V následujícím souhrnu je vypsán hlavní vliv jednotlivých legujících prvků: [1,15,16]

Hořčík (Mg) a křemík (Si) – Dopad na strukturu byl popsán v předchozí kapitole.

Mangan (Mn) – zvyšuje pevnost a zjemňuje zrno.

Chrom (Cr) – zjemňuje zrno.

Měď (Cu), Cín (Sn), Zinek (Zn) – zvyšují pevnostní vlastnosti.

Titan (Ti), Bor (B) – zjemňují zrno vytvořením intermediální fáze TiB_2 .

Zirkonium (Zr) – V malém množství vytváří disperzní částice, které slouží ke kontrole zotavení a rekrystalizace.

Olovo (Pb), Bismut (Bi) – zlepšují obrobiteľnosť.

3.3.2 Slitina EN AW 6082

Slitina EN AW 6082 má nejvyšší pevnost ze slitin řady 6000. Je chemicky stálá a velmi dobře svařitelná, lze ji dobře obrábět a leštit. Slitina se vyznačuje vynikající odolností proti korozi. Hlavní legující prvky jsou křemík, hořčík a mangan. Chemické složení podle normy EN 573-3 je v tabulce 3.4. [17,18]

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,7 - 1,3	Max. 0,50	Max. 0,10	0,40 - 1,0	0,6 - 1,2	Max 0,25	Max 0,20	Max 0,1	zbytek

Tab. 3.4 Chemické složení slitiny EN AW 6082 dle normy EN 573-3 [18]

Slitinu lze tepelné zpracovat a precipitačně vytvrdit a je samokalitelná, lze ji tedy po zakalení ochladit na vzduchu. Možné způsoby tepelného zpracování, včetně dosažitelných mechanických vlastností, jsou v tabulce 3.5. [17]

Stav materiálu	Pevnost v tahu Rm [MPa]	Mez kluzu Rp min. [MPa]	Tažnost A min. [%]
T4	Min. 205	110	14
T6	Min. 290	240	8
T651	Min. 300	240	4

Tab. 3.5 Tepelné zpracování a mechanické vlastnosti slitiny EN AW 6082 [17]

Využívá se v automobilovém průmyslu a pro vysoce namáhané konstrukce, např. mosty, jeřáby, železniční vozy a transportní zařízení, námořní průmysl a kotle. [17]

4. Plastická deformace

K plastické deformaci dochází po překročení meze pružnosti materiálu, kdy přestává platit Hookův zákon a závislost mezi zatížením a deformací přestává být přímo úměrná. Při odlehčení se materiál nevrací do svého výchozího stavu, ale dochází k trvalé plastické deformaci. Kromě zmíněné meze pružnosti, má na průběh plastické deformace vliv i teplota tváření a rychlost zatěžování. Za časově nezávislou považujeme deformaci do teploty tváření $T \leq 0,3 T_m$ [K]. [8]

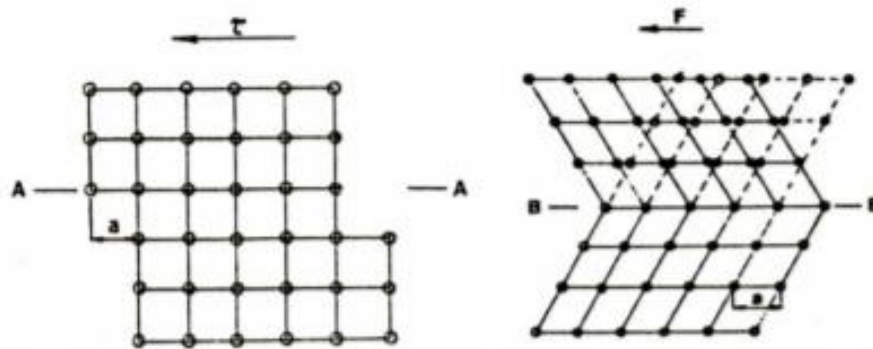
Hlavními mechanismy plastické deformace jsou skluz a dvojčatění.

4.1 Mechanismy plastické deformace

4.1.1 Skluz

Plastická deformace skluzem převažuje při tváření za studena. Ke skluzu dochází ve skluzových rovinách a směrech, které jsou nejhustěji obsazeny atomy. Skluzový systém je tvořen skluzovou rovinou a směrem. Hliník s mřížkou K 12 má 12 skluzových systémů. V případě rovnocennosti skluzových rovin a směrů nastává skluz v systému, který dosáhne rychleji kritického skluzového napětí. Skluz má vždy nižší potřebné kritické skluzové napětí než dvojčatění, z toho důvodu se uplatňuje přednostně. [8]

Princip skluzu je schématicky znázorněn na obr. 4.1 vlevo.



Obr. 4.1 Vlevo – schéma deformace skluzem, vpravo – schéma deformace dvojčatěním, A-A rovina skluzu, B-B rovina dvojčatění, (a) – meziatomová vzdálenost v nezatížené mřížce, (F) a (τ) – působící napětí [8]

V principu si lze skluz představit jako vzájemné posunutí dvou částí krystalů podél roviny skluzu o meziatomovou vzdálenost. Pro uskutečnění skluzu je potřebné tzv. kritické skluzové napětí, které je u dokonalé krystalové mřížky o 3 až 4 řády vyšší,

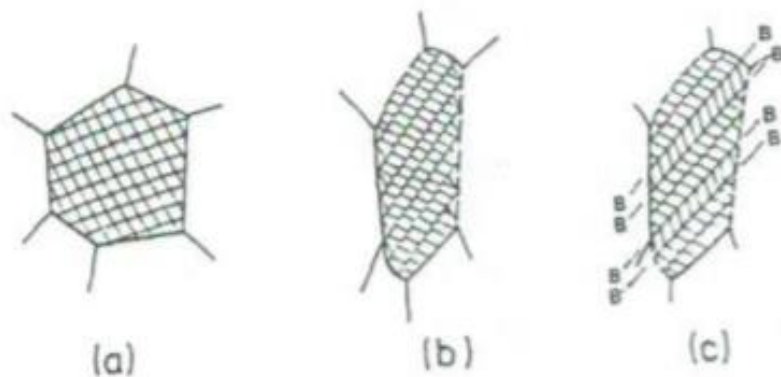
než u mřížky skutečné. Rozdíl je způsoben poruchami v reálné krystalové mřížce, především z důvodu přítomnosti dislokací. Skluz se v reálné krystalové mřížce realizuje vždy skluzem dislokací a ne pohybem celých skluzových rovin. [8]

4.1.2 Dvojčatění

Dvojčatění je druhým základním mechanismem plastické deformace. Uplatňuje se pouze v případě nedostatku skluzových rovin a je podporován deformací za nižších teplot a při vysoké rychlosti deformace. V principu dochází pouze o přemístění atomu o zlomek meziatomové vzdálenosti (obr. 4.1 vpravo), kdy původní orientace mřížek vytvoří zrcadlový obraz s posunutou částí mřížky k rovině dvojčatění. [8,12]

4.2 Deformační struktura

Vlivem plastické deformace dochází k postupné deformaci a natáčení zrn, fází a deformovatelných částic ve směru tváření. Hlavní vliv na deformaci zrna má mechanismus plastické deformace skluzem (obr. 4.2 –b). Mechanismus dvojčatění způsobuje jen menší změny zrna (obr. 4.2 –c). Natáčení zrn má za následek anizotropii strukturních a mechanických vlastností, tzn. že materiál má různé vlastnosti v různých směrech souřadného systému. [7,8]



Obr. 4.2 a – nedeformované zrno, b – zrno po deformaci, c – zrno po kombinované deformaci skluzem a dvojčatěním, B-B – rovina dvojčatění [8]

5. Zpevňovací procesy

Zpevněním se označuje proces, při kterém dochází ke zvýšení meze kluzu a meze pevnosti materiálu. Toho lze docílit vhodným zásahem do jeho mikrostruktury tím, že je omezen pohyb strukturních poruch (dislokací). Zpevněním dochází také ke zvýšení tvrdosti a snížení tažnosti. [3,9]

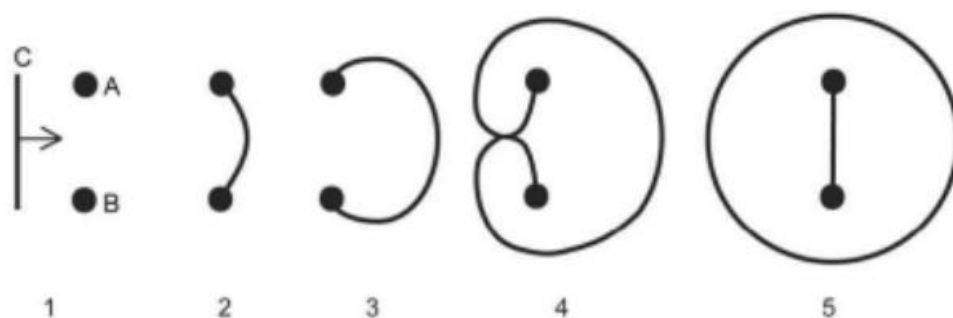
Hlavní mechanismy zpevnění jsou:

1. Deformační (dislokační) zpevnění
2. Zpevnění pomocí legujících prvků a disperzních částic
3. Zpevnění hranicemi zrn a subzrn

U mechanismu zpevnění hranicemi zrn dochází ještě ke zvýšení plastických vlastností materiálu, z toho důvodu se zájem o zpevnění materiálu zaměřuje především na tuto oblast. [3,9]

5.1 Deformační zpevnění

K deformačnímu zpevnění dochází při plastické deformaci materiálu pod teplotou rekrystalizace, tzn. při tváření za studena. Plastická deformace uvede do pohybu dislokace, které se střetnou s překážkami uvnitř matrice. Tyto překážky, které jsou tvořeny např. tvrdými částicemi jiných fází, brání pohybu dislokací a jsou zdrojem nových dislokací. Nejznámějším a mnohokrát experimentálně prokázaným zdrojem dislokací je tzv. Frankův – Readův zdroj dislokací, jeho princip je znázorněn na obr. 5.1. [3,5,9]



Obr. 5.1 Schématické znázornění Frank – Readova zdroje dislokací [3]

Dislokace C naráží na překážky A a B (1), dochází k jejímu prohnutí (2-4) a vytváří kolem překážek nové dislokační smyčky (5). Zakotvená část dislokace mezi překážkami (5) se znovu prohýbá a pokračuje v tvorbě dislokačních smyček. Tento proces se mnohokrát opakuje. [3]

Z důvodu velkého množství zdrojů dislokací roste jejich celková hustota o několik řádů. Nově vzniklé shluky, sítě a zakotvené dislokace se stávají novou překážkou pro pohybující se dislokace. Příspěvek dislokačního zpevnění materiálu lze tedy určit, jako množství energie potřebné pro protlačení dislokace dislokačním síťovým. [5,9]

Při tváření za studena vzniká tzv. deformační struktura, při které dochází ke změně původní mikrostruktury a zrna se protahují ve směru tváření. [5]

5.2 Zpevnění pomocí legujících prvků a disperzních částic

Legující prvky v mikrostrukturu vytvářejí překážky pro pohyb dislokací. Čistý kov má tedy vždy nižší mez pevnosti a mez kluzu, než jeho slitina s dalším prvkem. Z hlediska rozpustnosti legujících prvků v čistém kovu, se tyto prvky mohou nacházet v tuhém roztoku nebo jako součást jiných fází. [5]

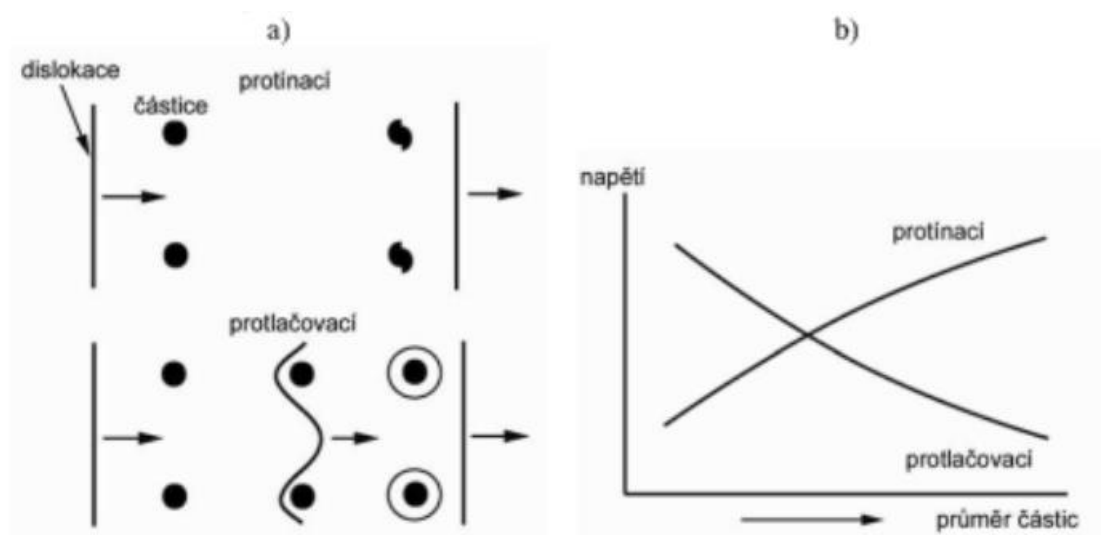
V případě malého množství legujícího prvku v základním kovu se prvek rozpouští a vytváří tzv. tuhý roztok, který se jeví jako homogenní struktura. V závislosti na velikosti atomu legujícího prvku se tuhý roztok dělí na substituční nebo intersticiální. Tyto legující prvky jsou bodové poruchy, které vytvářejí ve svém okolí napětí. Napjatý stav v krystalové struktuře ztěžuje podmínky skluzu dislokací a to vede ke zpevnění materiálu. [5]

Jestliže se legující prvek vyskytuje v množství větším, než je jeho maximální rozpustnost v tuhém roztoku, vznikne nová fáze, která brání dislokacím ve skluzu. Fáze lze rozdělit dle jejich vzájemné návaznosti krystalových struktur na koherentní, semikoherentní a nekoherentní (obr. 5.3). Podle návaznosti se také uplatňují dva různé mechanismy (protínací a protalčovací) interakce mezi pohybující se dislokací a částicemi fází. [5,9]

Protínací mechanismus se uplatňuje u koherentních a semikoherentních rozhraní, ve kterých krystalové mřížky vzájemně navazují. Zpevnění materiálu je v principu dáno růstem velikosti povrchu částic po jejich protnutí dislokací, neboť čím větší částice, tím potřebuje dislokace vyšší energii pro skluz. Protínací mechanismus

je schématicky znázorněn na obr. 5.2 a. Tento mechanismus se velmi často uplatňuje při tepelném zpracování slitin hliníku vytvrzováním. [5,9]

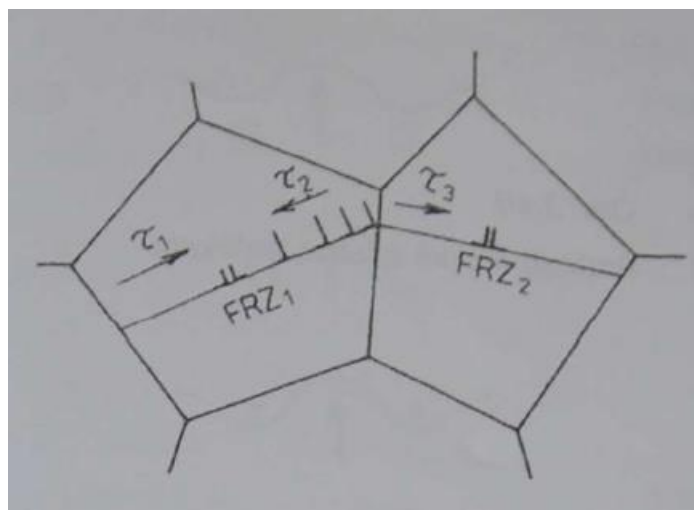
Protlačovací mechanismus se vyskytuje u nekoherentního rozhraní. Při tomto mechanismu, znázorněném na obr. 5.2 a, dislokace při pohybu nemůže projít částicemi, proto je obchází, prohýbá se a uplatňuje se zde podobný princip jako u Frank – Readova zdroje dislokací. Potřebná velikost napětí pro uplatnění protlačovacího mechanismu závisí na vzájemné velikosti částic a jejich vzdálenosti obr. 5.2 b. Při malé mezičásticové vzdálenosti se musí dislokace mnohem více zakřivit a tím stoupá potřebné napětí pro její průchod. [3,5]



Obr. 5.2 a) Protínací a protlačovací mechanismus. b) Závislost velikosti částic na velikosti napětí pro přechod dislokací překážkami. [5]

5.3 Zpevnění hranicemi zrn a subzrn

Hranice zrn tvoří neprostupnou překážku pro pohyb dislokací. Ty se proto shlukují na jejích hranicích, kde vytvářejí rostoucí napěťové pole. Schématicky lze mechanismus znázornit modelem Pile Up (obr. 5.3). [3]



Obr. 5.3 Model Pile Up [3]

Zmíněné napěťové pole τ_2 působí proti napětí τ_1 , to aktivuje činnost Frank – Readova zdroje (FRZ_1). τ_2 působí tak dlouho, dokud se jeho hodnota nevyrovná hodnotě τ_1 , poté se zdroj dislokací zastaví. Nakupené dislokace na hranicích zrn působí současně na sousední zrno napětím τ_3 , které po dosažení kritické hodnoty aktivuje nový FRZ_2 . [3]

Příspěvek na zpevnění lze odvodit na základně modelu Pile Up. Odvozený vztah (5.1) [3] se nazývá Hall - Petchův a udává závislost mezi velikostí zrna, mezi kluzu a příspěvku na zpevnění hranicemi zrn. Platí:

$$R_e = \sigma_0 + K_z d_z^{-\frac{1}{2}} \quad (5.1)$$

Kde σ_0 je velikost napětí, kterou potřebuje nezablokovaná dislokace pro pohyb uvnitř zrn, d_z je střední velikost zrna a K_z je konstanta udávající vliv hranice zrn na indukovaný skluz v sousedních, zatím nedeformovaných zrnech. [3]

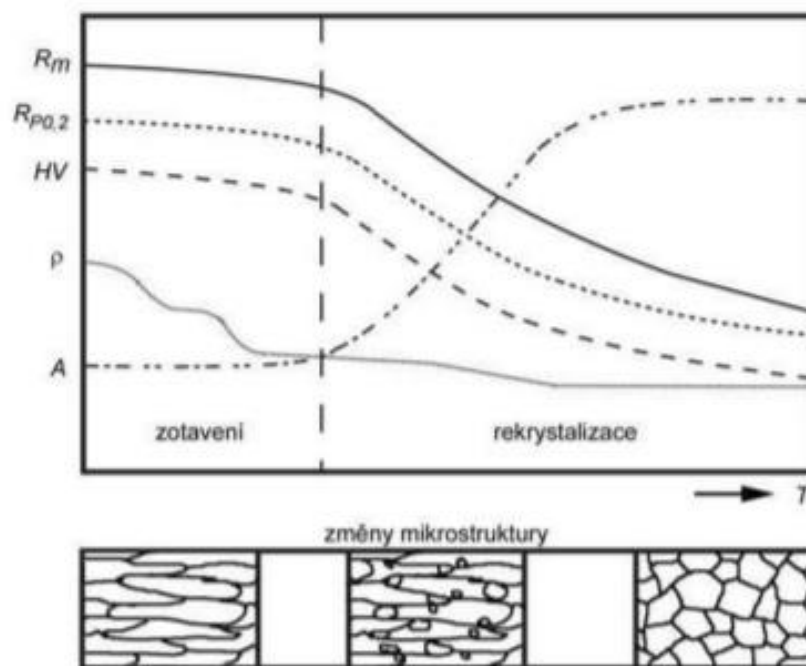
Z Hall – Petchova vztahu vyplývá, že s rostoucím počtem zrn roste plocha hranic, proto dochází k růstu meze kluzu materiálu.

6. Opevňovací procesy

Při tváření kovů dochází k absorpci části deformační energie, která se ukládá v materiálu jako tzv. uložená energie, především ve formě energií dislokací. Uložená energie ve struktuře způsobuje vnitřní pnutí a materiál se dostává do termodynamicky nerovnovážného stavu. [5]

Uložená energie tvářeného kovu se zpětně uvolňuje při žhání a dochází k odpevňovacím procesům – k zotavení a rekrytalizaci. [5]

Zotavení vede ke snížení hustoty dislokací a ke změně jejich uspořádání tzv. polygonizaci a k odstranění bodových poruch. Mění se především fyzikální vlastnosti, mechanické vlastnosti se mění jen mírně, jak je znázorněno ve schématu (obr. 6.1). Při rekrytalizaci dochází k růstu nových zrn a k migraci velkoúhlových hranic zrn, to je doprovázeno výraznou změnou mechanických vlastností (obr. 6.1). [5]



Obr. 6.1 Změny meze pevnosti (R_m), meze kluzu ($R_{p0.2}$), tvrdosti (HV), tažnosti (A), elektrického odporu (ρ) při odpevnění v závislosti na teplotě (T) [5]

Dle teploty, při které probíhá tváření, rozdělujeme odpevňovací procesy na statické a dynamické.

6.1 Statické odpevňovací procesy

6.1.1 Statické zotavení

Statické zotavení je uplatňováno po tváření za studena při teplotách 25% – 30% teploty tavení [K]. Jak je patrné ze schématu (obr. 6.1), při zotavení dochází k výraznému poklesu měrného odporu materiálu, to je zapříčiněno odstraněním nadbytečných bodových poruch. Také dochází k mírnému poklesu mechanických vlastností. Zotavení lze tedy dále rozdělit na zánik bodových poruch a k polygonizaci dislokací. [1,5]

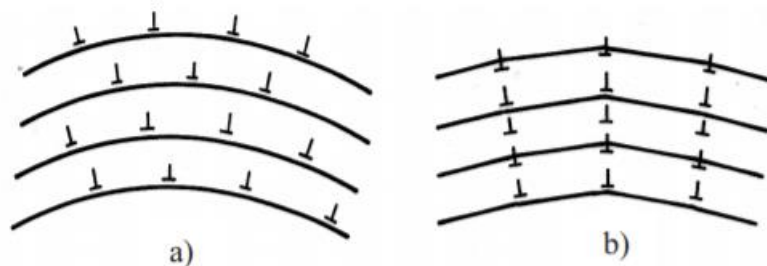
K zániku bodových poruch dochází tepelně aktivovanou anihilací, při které se setkává vakance s intersticiálem. Kinetiku zotavení lze vyjádřit vztahem (6.1)

$$-\frac{dc}{dt} = K_0 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) \cdot c^\alpha \quad [5] \quad (6.1)$$

kde c je koncentrace bodových poruch, t udává dobu žhání potřebnou k dosažení c , K_0 je teplotně a koncentračně nezávislá konstanta, ΔH aktivační entalpie, R -plynová konstanta, T – teplota, α – řád kinetiky zotavování [5]

Z rovnice vyplývá, že rychlost zotavení roste exponenciálně s teplotou. [5]

Polygonizace je zotavující pochod vedoucí ke snížení deformační energie, při kterém se anihiluje část hranových dislokací do dislokačních stěn kolmých k rovině kluzu. Dislokace zaujímají stabilní polohy a současně dochází k polygonizaci hranic zrn s malou dezorientací a subzrn, princip je schématicky zobrazen na obr. 6.2 [1,5]



Obr. 6.2 Schématické znázornění polygonizace a) deformovaný stav před polygonizací b) struktura po polygonizaci [1]

Při polygonizaci se pohyb dislokací uplatňuje nejprve skluzem a v pozdějších stádiích šplháním.

O velikosti odpevnění a podílu uložené energie rozhoduje hlavně typ materiálu, který je rozhodující pro velikost energie vrstevné chyby. Jestliže je vysoká, tak štěpení dislokací je náročné a přeskupování dislokací jednodušší, díky tomu se polygonizace

uplatní výrazně více. Vysoké hodnoty odpevnění (až 40 %) při polygonizaci dosahuje např. hliník. [1,5]

6.1.2 Statická rekrytalizace

Statická rekrytalizace probíhá při teplotách 0,35 – 0,45 teploty tavení [K] kovu. Při rekrytalizaci se uvolňuje zbytková uložená energie ve struktuře. Dochází k migraci velkoúhlových hranic zrn z místa s menším množstvím dislokací do míst s větší hustotou dislokací. Výsledná struktura je polyendrická a množství dislokací je stejné jako před tvářením. Po rekrytalizaci dochází k výraznému poklesu pevnosti a tvrdosti, naopak stoupá tažnost a houževnatost, jak lze vyčíst z obr. 6.1. [1,5]

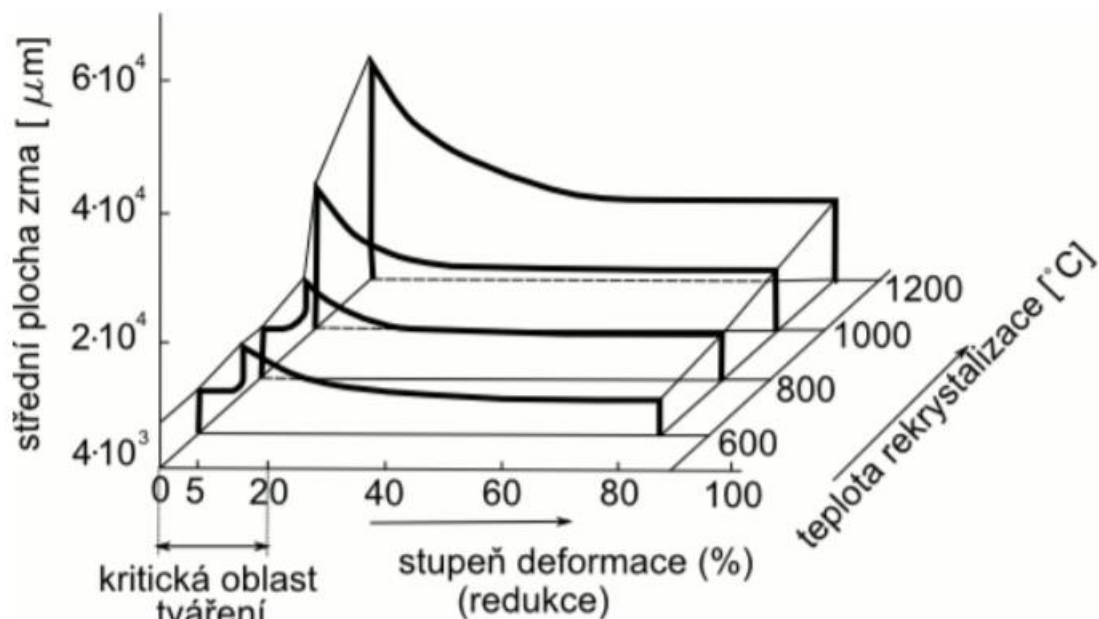
Rekrytalizaci je dále dělena na primární, sekundární a případně terciální.

Primární rekrytalizace

Primární rekrytalizace je charakteristická vznikem a růstem zárodků nových zrn. Je závislá na předchozím stupni deformace. Je-li vysoký, má materiál velkou deformační energii a rekrytalizace proběhne snáze. Je to způsobeno větším množstvím deformačních zárodků, jejichž objem roste s velikostí deformace. [5,6]

Pojem kritická deformace se pojí s materiálem, který byl tvářen pouze v objemu 5 – 10 %, z toho důvodu obsahuje jen malé množství zárodků a při rekrytalizačním žihání dochází k prudkému hrubnutí zrna. [5,6]

Závislost mezi teplotou rekrytalizačního žihání, deformací a velikostí výsledného zrna znázorňuje tzv. rekrytalizační diagram (obr. 6.3). [5,6]



Obr. 6.3 Rekrytalizační diagram [6]

Sekundární rekrytalizace

Při dalším zahřívání se uplatňuje sekundární rekrytalizace, kdy dochází k rozpuštění intermetalických fází a karbidů původně rozmístěných na hranicích zrn. Následkem toho není pohyb hranic zrn ničím brzděn a zrna rychle hrubnou. Na rekrytalizaci má tedy vliv i chemické složení slitiny, kdy příměsí brání růstu zrn a tedy zvyšují teplotu rekrytalizace. Dobře patrný je vliv příměsí na rekrytalizační teplotu u stupně čistoty hliníku (tab. 6.1). [3]

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

Tab. 6.1 Vliv stupně čistoty hliníku na rekrytalizační teplotu. [21]

6.2 Dynamické odpevňovací procesy

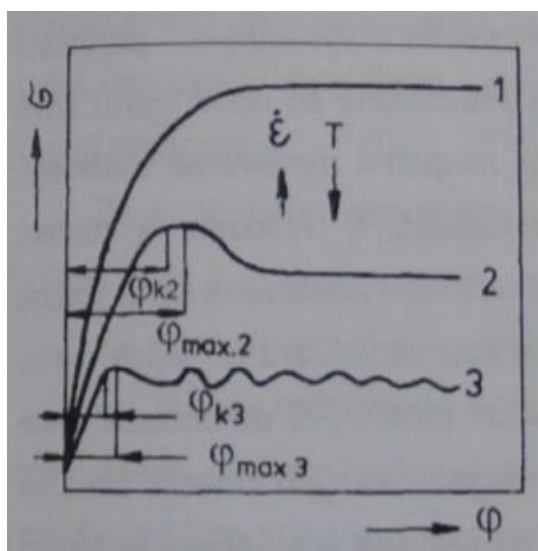
Dynamické odpevňovací procesy se uplatňují při tváření za tepla. S rostoucí teplotou tváření se začínají uplatňovat kromě zpevňovacích i odpevňovací procesy a jejich intenzita s teplotou dále roste. Za vhodných podmínek - teploty, rychlosti a velikosti deformace, může dojít k částečnému, nebo i k celkovému dynamickému odpevnění. [5,7]

Dynamické odpevňovací procesy se skládají z dynamického zotavení a dynamické rekrytalizace.

6.2.1 Dynamické zotavení

Dynamické zotavení probíhá při současném působení zpevňovacích a odpevňovacích procesů. Vnitřní napětí spolu s vnějším působením je hnací silou pro hlavní mechanismus, kterým je příčný skluz. Příčný skluz se přednostně uplatňuje u kovů s vysokou energií vrstevné chyby, např u hliníku. [5,7]

Při dynamickém zotavení nedochází k dostatečně velkým uzdravovacím procesům, jako při dynamické rekrytalizaci, proto po překročení kritické deformace nedochází k poklesu deformačního odporu, ale dojde k ustálení plastického toku jak je patrné z diagramu závislosti skutečného napětí σ na skutečné deformaci φ (obr. 6.4). [5,7]



Obr. 6.4 Dynamické zotavení (1), dynamická rekrytalizace (2 a 3) [5,7]

Při dynamickém zotavení dochází ke vzniku subzrn, jejich vzájemná disorientace je dána především materiálem, teplotou a rychlostí deformace. Velikost subzrn s rostoucí teplotou vzrůstá a naopak s klesající rychlostí deformace klesá. Také dochází k mírnému snížení hustoty dislokací, to však nestačí k úplnému odstranění zpevnění. [5,7]

6.2.2 Dynamická rekrytalizace

Dynamická rekrytalizace je také výsledkem vzájemného působení zpevňovacích a odpevňovacích procesů. Projevuje se především u kovů, které mají nízkou energii vrstevné chyby a proto se zde výrazně neuplatňuje dynamické zotavení. [5,7]

Rozdíl mezi kinetickou a dynamickou rekrytalizací je v rozdílu kinetiky nukleace a růstu rekrytalizačních zárodků. Rekrytalizovaná zrna mohou vyrůst pouze na určitou velikost, z důvodu růstu hustoty dislokací nejen v tvářené matici, ale i v nově rekrytalizovaných zrnech, tím se sníží potřebná hnací síla a jejich růst se zastaví. [5]

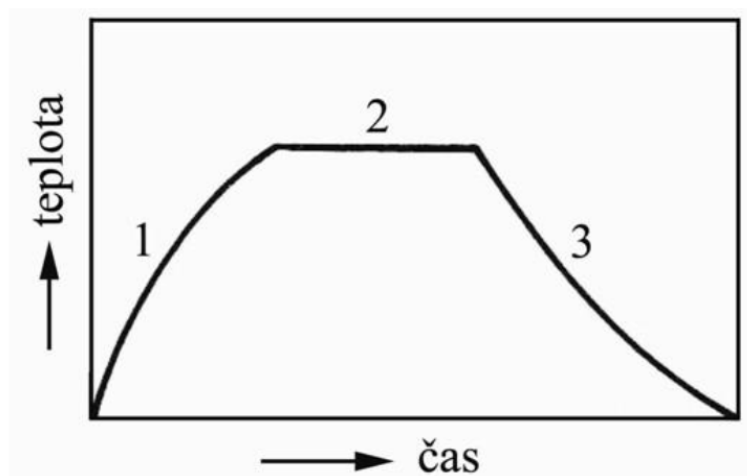
Velikost odpevňovacích dějů je závislá na rychlosti deformace a teplotě. Při vysoké rychlosti deformace a nižší teplotě dochází po počátečním poklesu napětí k rovnováze mezi zpevňovacími a odpevňovacími ději a napětí se stává konstantním, jak je patrné z obr. 6.4 (křivka 2). Naopak při nízké rychlosti deformace a vyšší teplotě se materiál po dílčích tvářeních stihá odpevnit, to se projeví zvlněním křivky (obr. 6.4 - křivka 3). [5,7]

7. Tepelné zpracování slitin hliníku

Tepelné zpracování slitin hliníku se provádí z důvodu zlepšení mechanických a technologických vlastností, ke snížení vnitřního pnutí, případně ke zlepšení korozní odolnosti. Tepelně se zpracovávají především hliníkové slitiny tvářené, naopak slitiny odlévané se používají převážně v tepelně nezpracovaném stavu. Nejčastěji využívaný způsob tepelného zpracování je žiháním a vytvrzováním. [1,2]

7.1 Žihání

Žihání je tepelná operace sloužící k dosažení rovnovážnějšího stavu struktury v porovnání se stavem před žiháním. Hlavními parametry jsou žihací teplota, doba výdrže na teplotě a rychlost ochlazování. Schématicky je žihání znázorněno na obr. 7.1.



Obr. 7.1 Schématické znázornění žihání [22]

Pro slitiny hliníku se využívá hlavně žihání rekrytalizační, stabilizační a homogenizační.[1]

7.1.1 Rekrytalizační žihání

Rekrytalizační žihání se využívá především u slitin hliníku tvářených za studena, případně pro odstranění předchozího tepelného zpracování. Žihací teploty se pohybují v rozsahu od 250 do 500 °C, v závislosti na velikosti předcházející deformace. V principu jde o vznik nové rekrytalizované struktury z původně deformované. [1,2]

7.1.2 Stabilizační žihání

Cílem stabilizačního žihání je stabilizace mechanických, fyzikálních, chemických vlastností a rozměrů u součástí, které jsou vystaveny vyšším provozním teplotám. Žihací teploty se pohybují v rozmezí 240 - 350 °C. [1,2]

7.1.3 Homogenizační žihání

Homogenizační žihání slouží k odstranění chemické heterogenity pomocí difuzních procesů. Teplota žihání se pohybuje v závislosti na chemickém složení slitiny pod teplotou solidu. [1,2]

7.2 vytvrzování

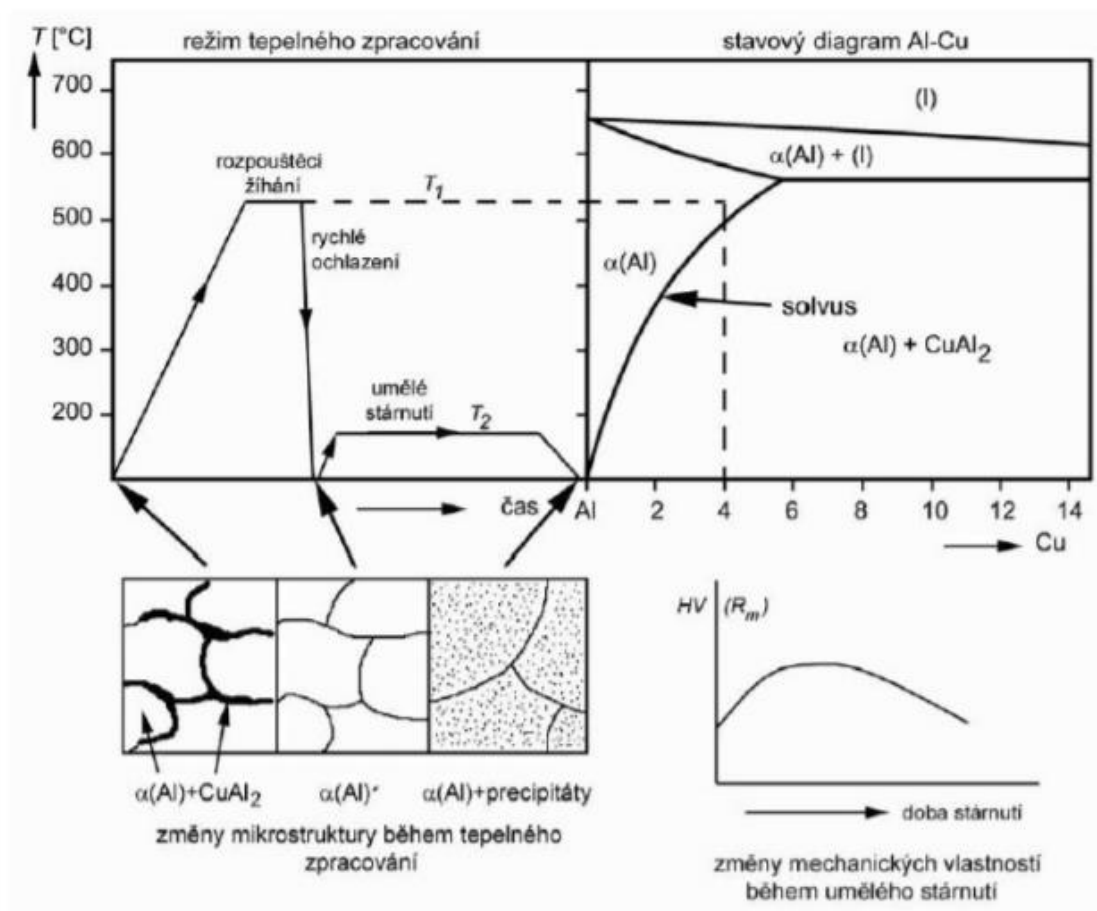
Vytvrzování je způsob tepelného zpracování, který nám umožňuje měnit mechanické, fyzikální a technologické vlastnosti slitin. Existuje několik nutných předpokladů, které jsou potřebné k tomu, aby slitina byla vytvrditelná. [3]

1. Ve slitině se musí nacházet dostatečné množství legujících prvků
2. legující prvek (prvky) musí mít dostatečnou rozpustnost v tuhém roztoku α (Al).
3. S rostoucí teplotou musí rozpustnost legujících prvků v tuhém roztoku α (Al) stoupat.

Princip vytvrzování je znázorněn na obr. 7.2. Ve stavovém diagram Al-Cu je znázorněna křivka solvus, která charakterizuje závislost rozpustnosti legujícího prvku (zde Cu) v tuhém roztoku α (Al). Množství mědi ve slitině je větší, než je její rozpustnost v hliníku za pokojové teploty. Z toho důvodu je výsledná mikrostruktura heterogenní a je tvořena tuhým roztokem α (Al) a intermediální fází $CuAl_2$, které se vylučuje po hranicích zrn a negativně ovlivňuje pevnostní a plastické vlastnosti slitiny. Cílem vytvrzení slitiny je rozpad přesyceného tuhého roztoku za vzniku velkého množství jemných a rovnoměrně rozptýlených částic precipitátu. [3]

Precipitační vytvrzování se skládá z následujících operací:

1. rozpouštěcí žihání
2. rychlé ochlazení
3. umělé stárnutí



Obr. 7.2 Schéma precipitačního vytvrzování slitiny AlCu4. [3]

7.2.1 Rozpuštěcí žihání

Rozpuštěcí žihání se skládá z ohřevu slitiny na teploty 470 – 530°C, tedy nad křivku solvu, následné výdrži na teplotě po dobu nezbytně nutnou k převedení jedné či více intermetalických fází (např. $CuAl_2$, Mg_2Si) do tuhého roztoku. [1,3]

7.2.2 Rychlé ochlazení

Ochlazení musí probíhat nadkritickou rychlostí (např. do vody), tím se zamezí difuzi a vyloučení minoritní vytvrzující fáze po hranicích zrn a vznikne metastabilní přesycený tuhý roztok α , který obsahuje větší množství legujících prvků v porovnání s rovnovážnou rozpustností. [3,4]

7.2.3 Umělé stárnutí

Umělé stárnutí je jev řízený difuzí za zvýšené teploty (140 – 200 °C), při kterém dochází k rozpadu přesyceného tuhého roztoku α . Do tuhého roztoku jsou vylučovány velice jemné částice intermediálních fází tzv. precipitáty. Tyto precipitáty brání ve skluzu dislokací a tím přispívají ke zvýšení tvrdosti a pevnosti. [3,4]

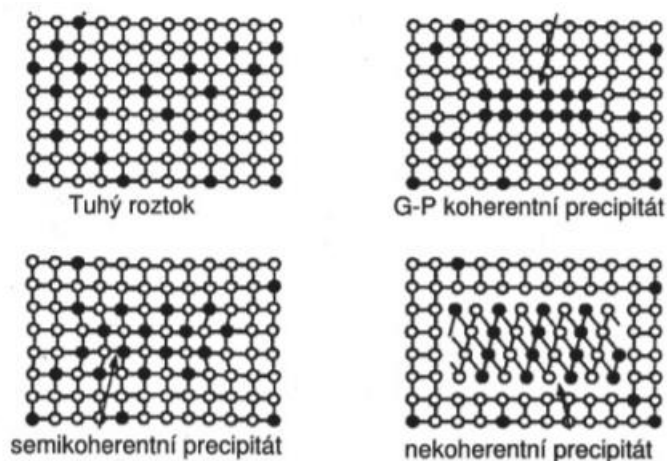
7.2.3.1 Rozpad přesyceného tuhého roztoku

Rozpad přesyceného tuhého roztoku probíhá dle schématu na obr. 7.3. Na počátku rozpadu se shlukují atomy v hliníkové mřížce do tzv. G – P (Guinier-Prestonovy) zón. Krystalové mřížky G – P zón a mřížky hliníku si jsou podobné, z toho důvodu tvoří koherentní rozhraní. [3,4]

S dalším růstem G - P zón roste pnutí v okolí mřížky, tím se vytváří překážka pro skluz dislokací a roste vytvrzovací efekt. [3,4]

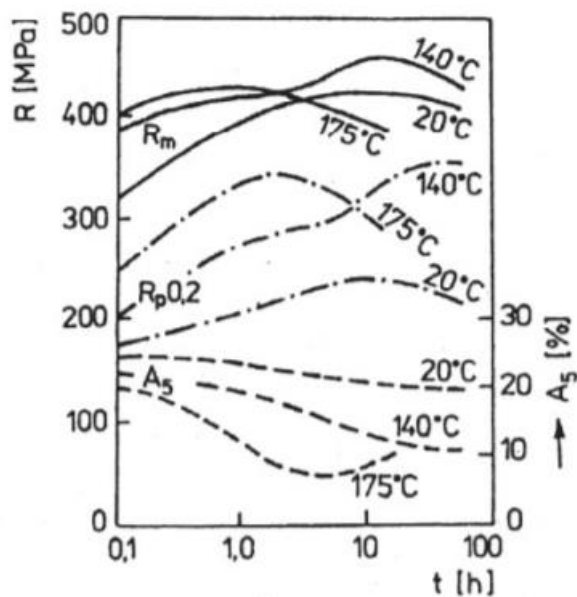
Dále s rostoucím počtem atomů legujících prvků v G-P zónách vzniká přechodný precipitát. Mřížkový parametr přechodného precipitátu se odlišuje od mřížkového parametru matrice a rozhraní se stává semikoherentní. [3,4]

Nakonec dochází ke vzniku nové krystalové struktury a fázové rozhraní se stává nekoherentní. [3,4]



Obr. 7.3 Schéma rozpadu přesyceného tuhého roztoku [4]

Hlavními parametry vytvrzovacího procesu jsou teplota a čas, jejich závislost zobrazují tzv. vytvrzovací křivky. Pro slitinu Al-Mg-Si jsou znázorněny na obr. 7.4.



Obr. 7.4 Závislost pevnosti, meze kluzu a tažnosti slitiny Al-Mg-Si [4]

S rostoucí velikostí G-P zón dochází k růstu pevnosti a naopak k poklesu tažnosti. K maximálnímu zpevnění dochází při vzniku nekoherentního precipitátu. Dislokace přes nekoherentní precipitát neprojde a musí ho obcházet. [4]

S pokračující dobou vytvrzování dochází k hrubnutí precipitátu a vytvrzovací efekt se snižuje. Dochází k nárůstu plasticity, naopak klesá mez kluzu a mez pevnosti, tento stav se nazývá přestárnutí. [4]

Experimentální část

8. Příprava vzorků a použité experimentální metody

8.1 Příprava vzorků

V diplomové práci bylo zkoumáno pět vzorků, které byly vyrobeny v rámci diplomových prací Ing. Tomáše Procházky a Ing. Radka Bednáře.

Výchozím materiálem byl válcový polotovár o průměru $D = 50$ mm a délce $L = 100$ mm vyrobený metodou HCM (horizontální kontinuální lití) ze slitiny EN AW 6082. Vzorky byly následně pēchovány za tepla (některé i tepelně zpracovány), řezány, zalisovány do černého bakelitu a nakonec byl proveden metalografický výbrus.

8.1.1 Pēchování

Před pēchováním byly polotovary ohřáté na 550 °C. Následně byly vloženy mezi rovná kovadla ohřátá na 160 °C. Osa válečků vložených do pēchovacího stroje byla kolmá na kovadla. Parametry pēchování a přehled vzorků je v tabulce 8.1. [20]

Značení vzorků	Typ deformace	Počáteční průměr D [mm]	Výška po prvním pēchování [mm]	Výška po druhém pēchování [mm]	Tepelné zpracování
2PO	Litý stav	-	-	-	-
242PO	Deformace 40 + 20 %	50	30	20	-
242XPO	Deformace 40 + 20 %	50	30	20	Tepelně zpracováno
2PO70	Deformace 70 %	50	15	-	-
2XPO70	Deformace 70 %	50	15	-	Tepelně zpracováno

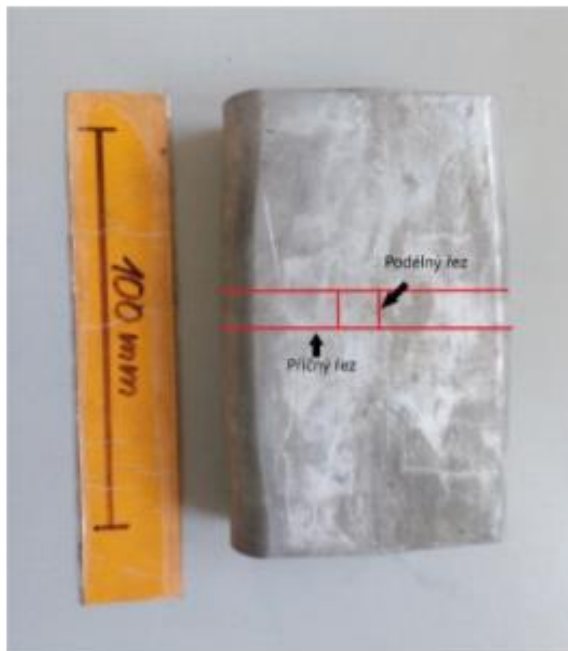
Tab. 8.1 Přehled použitých vzorků, včetně typu deformace a tepelného zpracování [20]

Vzorky deformované opakovaně byly po první deformaci ochlazeny na vzduchu, poté znovu ohřáty a následně pěstovány na konečný rozměr. [20]

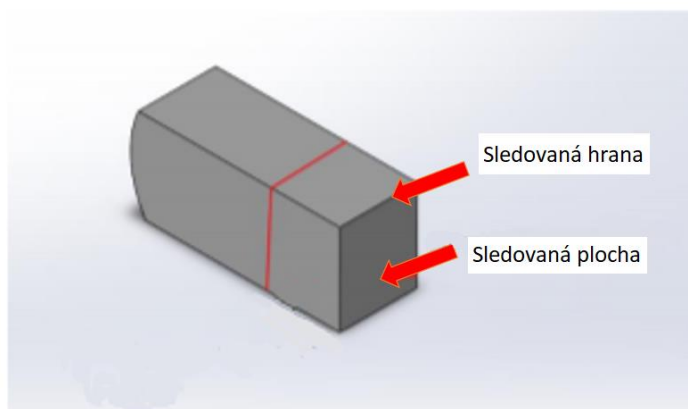
Tepelné zpracování se skládalo z rozpouštěcího žhání za teploty 530 °C a době žhání 60 minut. Po 24 hodinách po žhání se přistoupilo k umělému stárnutí za teploty 170°C po dobu 420 minut. [20]

8.1.2 Řezání a lisování

Pro získání vzorku ke studiu mikrostruktury, byl pěstovaný polotovar rozříznut nejdříve v podélném směru obr. 8.1 a získaný výřez byl následně rozříznut i ve směru příčném, dle obr. 8.1. Na obr. 8.2 je vyznačena sledovaná plocha a sledované hrany. [20]



Obr. 8.1 Pěstovaný vzorek se znázorněným příčným a podélným řezem [20]



Obr. 8.2 Sledovaná plocha a hrany [20]

Po řezání byly vzorky zalisovány do černého bakelitu při teplotě lisování 160 °C a tlaku 20 MPa po dobu 3,5 minut. [20]

8.1.3 Broušení, leštění, leptání

Vzorky pro metalografické pozorování byly připraveny broušením na brusných papírech do zrnitosti 4000, následně leštěny pomocí koloidní suspenze na bázi křemíku OP-S (0.25 μm).

Elektrochemické naleptání pro světelnou mikroskopii probíhalo pomocí zařízení STRUERS Lectropol-5 v elektrolytu Barker se složením 200 ml H_2O + 5 ml HBF_4 za podmínek: napětí 20 V, flowrate 20 l/s a času 180 sekund.

Vzorky pro EBSD byly elektrolyticky leštěny (namísto leptání) pomocí elektrolytu STRUERS A2 za podmínek: napětí 20 V, flowrate 20 l/s a času 14 sekund.

8.2 Světelná mikroskopie

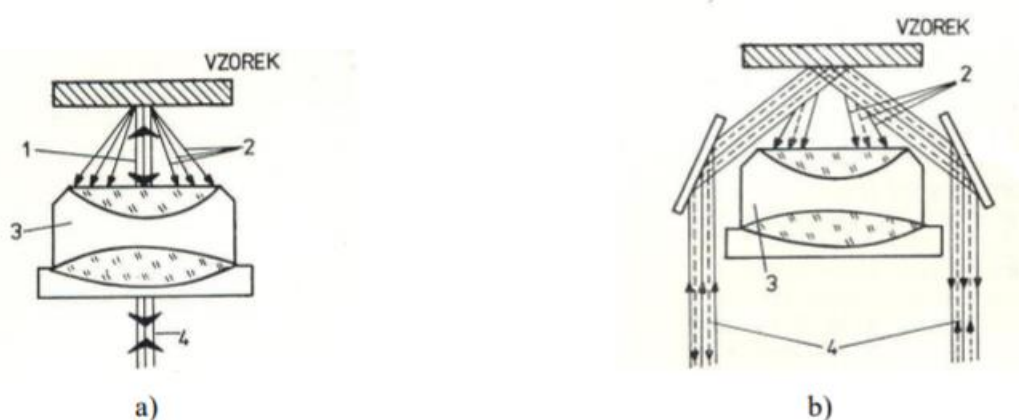
Světelná mikroskopie patří k základním experimentálním metodám pro pozorování mikrostruktury materiálu. Nejčastěji slouží ke zkoumání základních strukturních parametrů, např. velikosti zrna, čistoty nebo samotné mikrostruktury. Zjištěné parametry lze využít pro analýzu vztahů mezi mikrostrukturou a vlastnostmi materiálu. [10]

Pracuje na principu nasvícení povrchu vzorku světelným zdrojem záření o vlnové délce v oblasti viditelného spektra a následném odrazu světla do objektivu a okuláru k vytvoření obrazu zkoumaného vzorku. [5,10]

Objektiv nacházející se těsně nad zkoumaným vzorkem rozhoduje o kvalitě obrazu a velikosti detailu. Je charakterizován zvětšením a číselnou aperturou, která určuje jeho rozlišovací schopnosti. Okulár slouží k dalšímu zvětšení obrazu a celkové zvětšení mikroskopu je dáno součinem zvětšení objektivu a okuláru. Optickým mikroskopem lze dosáhnout obvykle maximálního zvětšení 2000×. [5]

Vzorek musí být před samotným pozorováním vhodně upraven, neboli metalograficky vybroušen, aby vynikla jeho struktura. Úprava se skládá z odebrání reprezentativního vzorku materiálu, zalitím, případně zalisováním vzorku, broušením, leštěním a leptáním. [5]

Paprsek světla, při dopadu na metalograficky vybroušený povrch vzorku, se odrazí, nebo absorbuje. Jelikož nerovnosti na povrchu mají různou odrazivost, lze takto pozorovat strukturu. Pozorování ve světlém poli (obr. 8.3a) označuje metodu, při které soustředíme paprsky kolmo na rovinu vzorku. Takto soustředěné paprsky se rozptylují na nerovnostech povrchu výbrusu, které se stávají viditelnými. Pozorování v tmavém poli (obr. 8.3b) vytváří opačný kontrast z důvodu osvětlení vzorku z boku. [10,11]



Obr. 8.3 a) Schéma zobrazení světlého pole, b) schéma zobrazení tmavého pole, 1 – odražený paprsek, 2 – rozptýlený svazek, 3 – objektiv, 4 – osvětlovací svazek [10]

K osvětlení vzorku se využívá nepolarizované světlo kmitající ve všech směrech. Kmity je možné polarizovat, tím se světlo usměrní do jedné roviny. Používá se pro rozlišení izotropního a anizotropního materiálu. [10]

8.3 Metoda EBSD v řádkovací elektronové mikroskopii

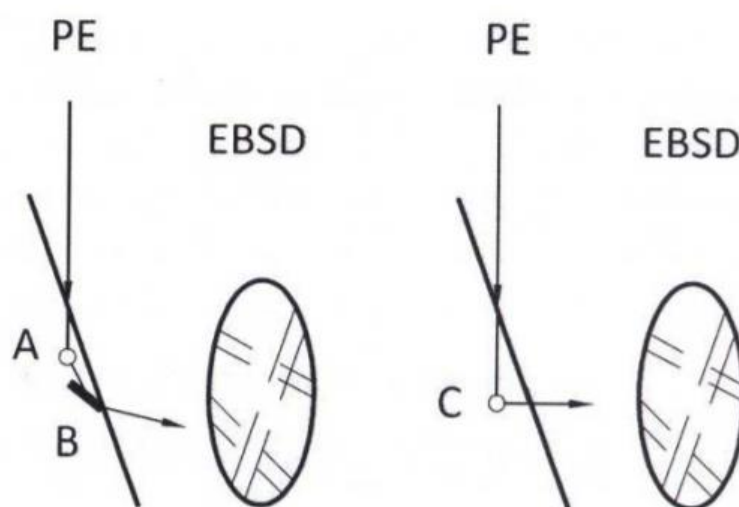
Experimentální technika řádkovací elektronové mikroskopie (SEM) je schopna komplexně charakterizovat materiál. Detektory pro SEM umožňují již několik desetiletí určit lokální chemické složení fází a mikrostrukturních složek. Metoda difrakce zpětně odražených elektronů (EBSD) dokáže navíc sledovat i krystalografické údaje, kterými jsou orientace zrn v povrchové vrstvě vzorku, nebo přítomné fáze a to v mnohem větší oblasti ve srovnání s ostatními technikami fázové analýzy. Princip vzniku EBSD difrakčních obrazců lze vysvětlit za pomoci dvou různých fyzikálních modelů, kterými jsou model dvou interakcí a model kanálování elektronů. [23,24]

8.3.1 Model dvou interakcí

Model dvou interakcí (obr. 8.4 vlevo) je rozdělen do dvou kroků, u kterých je předpoklad, že se vzájemně neovlivňují. V prvním kroku pronikají primární elektrony obvykle do hloubky 10 – 50 nm, kde dochází k jejich rozptylu. V druhém kroku se nepružně rozptýlené elektrony šíří vzorkem a pokud dojde k jejich dopadu na krystalové roviny vyhovující Braggově difrakční podmínce (8.1) [23], dojde k jejich difrakci. [23,24]

$$n \cdot \lambda = 2d_{hkl} \cdot \sin \theta \quad (8.1)$$

kde: n je řád difrakce, λ je vlnová délka elektroónu, d_{hkl} je mezirovinná vzdálenost difraktujících rovin a θ je úhel dopadu elektronů na danou osnovu rovin.



Obr. 8.4 Vlevo – model dvou interakcí, vpravo – model kanálování elektronů, (A) pružný rozptyl, (B) braggovská difrakce, (C) interakce kanálování elektronů [23]

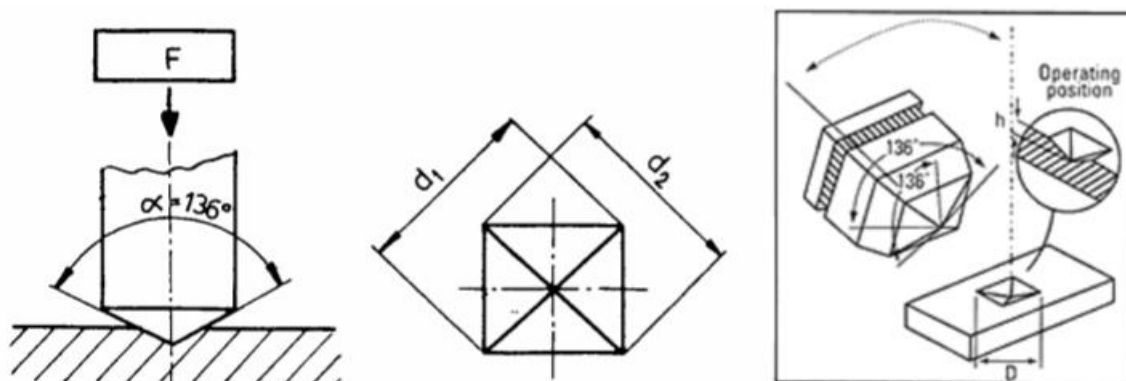
8.3.2 Model kanálování elektronů

Model kanálování elektronů (obr. 8.4 vpravo) vychází z tzv. teorému reciprocity, mezi zpětně rozptýlených elektronů a stopami kanálování elektronů. Teorém je tedy založen na kanálování elektronů s tím rozdílem že elektronový paprsky cestují opačnou cestou.

8.4 Měření tvrdosti podle Vickerse

Měření tvrdosti dle Vickerse je zkouška podle normy ČSN ISO 6507-1, užívaná pro zjištění tvrdosti povrchu materiálu. [13]

Podstata zkoušky spočívá ve vtlačování indentoru do povrchu zkoumaného materiálu. U zkoušky dle Vickerse se využívá jako indentor diamantové těleso ve tvaru pravidelného čtyřbokého jehlanu s vrcholovým úhlem 136° . Následně je nutné proměřit úhlopříčky vzniklého vtisku. Schématicky je zkouška zobrazena na obr. 8.5 [13,14]



Obr. 8.5 Schématické znázornění zkoušky tvrdosti dle Vickerse [13]

Z nastavené zátěžné síly a úhlopříček vtisku lze vyjádřit tvrdost ve tvaru (8.2) [13]:

$$HV = 0,1891 \cdot \frac{F}{d^2} \quad (8.2)$$

Kde F [N] je zkušební zatížení a d [mm] aritmetický průměr změřených úhlopříček vtisku.

Naměřená tvrdost dle Vickerse se značí písmeny HV, za kterými následuje číslice charakterizující velikost zkušebního zatížení. V případě, že doba plného zkušebního zatížení indentačního tělesa je v rozmezí 10 – 15s, nezapisuje se do značení. [13]

Před samotným měřením mikrotvrdosti je nutné provést metalografický výbrus, aby bylo hodnocené místo hladké, rovné a bez cizích tělísek. V opačném případě by

došlo k nepřesnému změření úhlopříček vtisku. Při výbrusu nesmí být povrch tepelně, ani deformačně ovlivněn. [13,14]

Pro správné provedení zkoušky musí být splněno několik podmínek. Zkušební těleso se nesmí během zkoušky pohnout a indentor musí být zatlačen kolmo na povrch měřeného tělesa. Rychlost zatěžování nesmí překročit 0,2 m/s. Vzdálenost středů dvou sousedních vtisků musí být nejméně 3násobek jejich úhlopříček pro ocel, litinu, měď a jejich slitiny a nejméně 6násobek u lehkých kovů, cínu, olova a jejich slitin. [13]

9. Provedené analýzy

V rámci praktické části bylo zkoumáno pět vzorků, jejich přehled je v tab. 9.1. Popis a výroba v kapitole 8.1. Cílem práce bylo zhodnotit mikrostrukturu a tvrdost v průřezu i na povrchu v závislosti na typu deformace a tepelném zpracování vzorků. Pro vyhodnocení byla použita světelná mikroskopie, elektronová mikroskopie – EBSD a měření tvrdosti dle Vickerse.

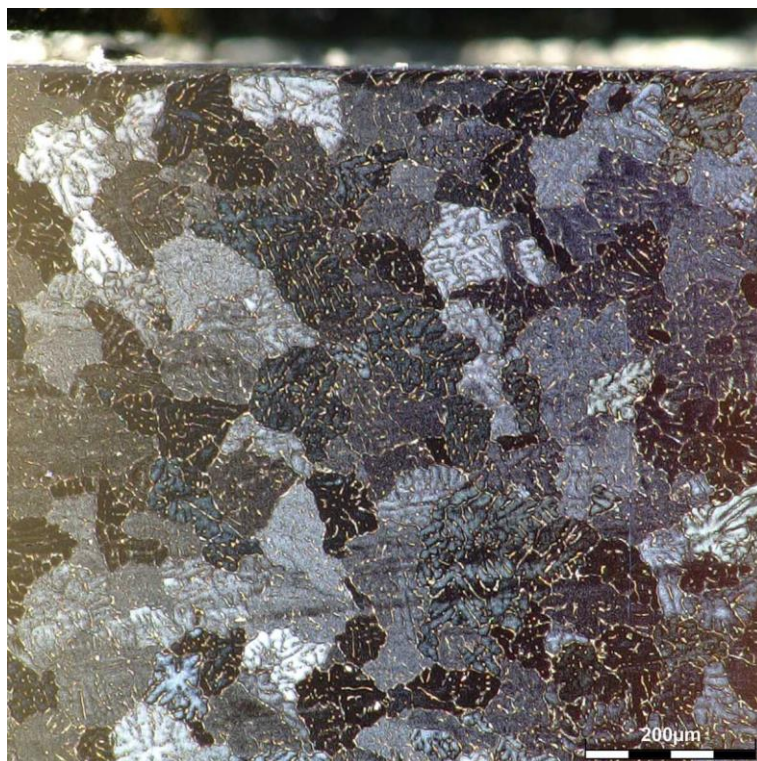
Značení vzorků	Typ deformace	Tepelné zpracování
2PO	Litý stav	-
242PO	Deformace 40 + 20 %	-
242XPO	Deformace 40 + 20 %	Tepelně zpracováno
2PO70	Deformace 70 %	-
2XPO70	Deformace 70 %	Tepelně zpracováno

Tab. 9.1 Přehled zkoumaných vzorků

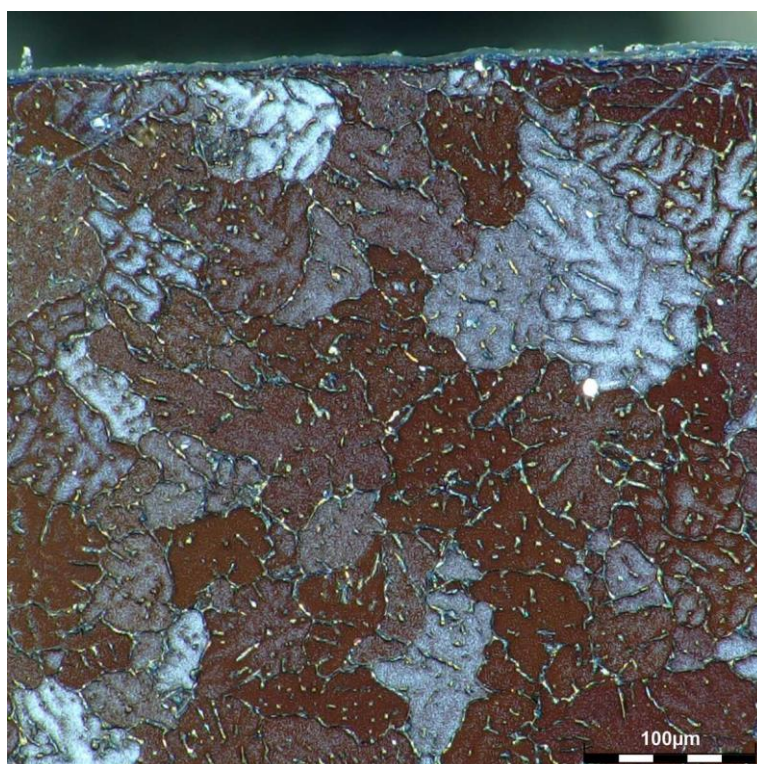
9.1 Světelná mikroskopie

K hodnocení mikrostruktury byl použit digitální mikroskop Olympus DSX1000. Hodnocení probíhalo v oblasti hrany a jádra. Pro popis každé oblasti byly vybrány dva snímky ve zvětšení 300× a 600× v podélném řezu.

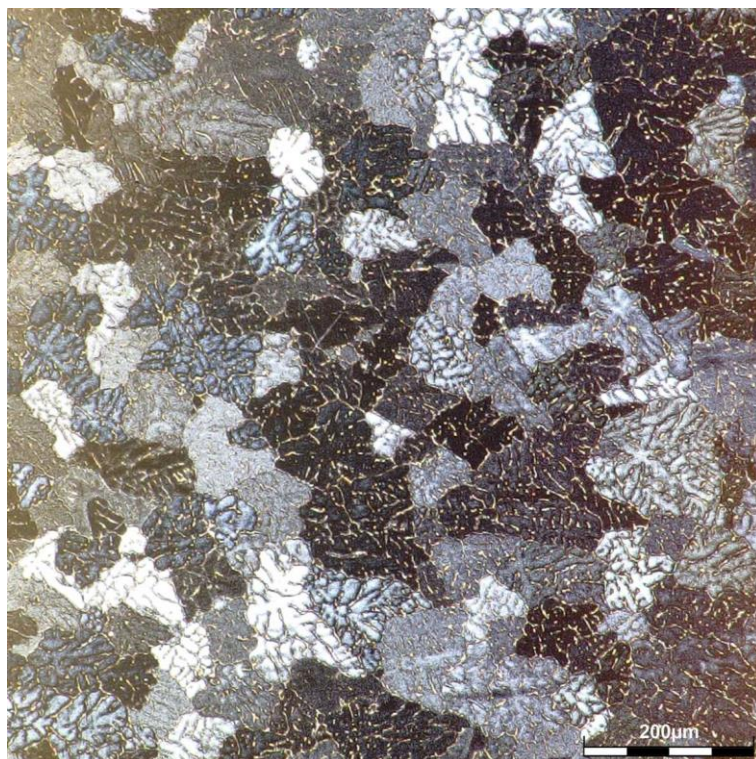
9.1.1 2PO



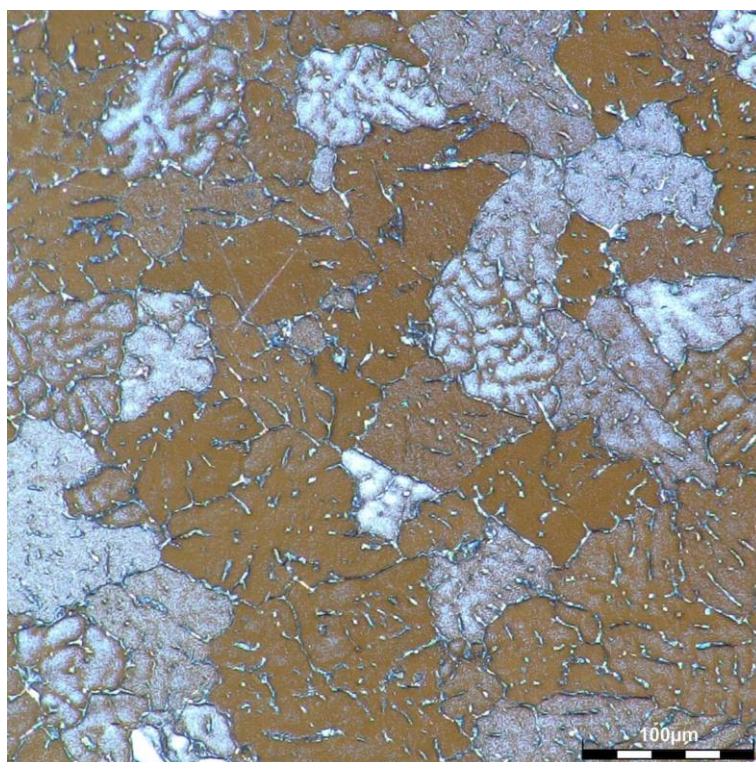
Obr. 9.1 2PO, povrch, zvětšeno 300× – podélný řez



Obr. 9.2 2PO, povrch, zvětšeno 600× – podélný řez



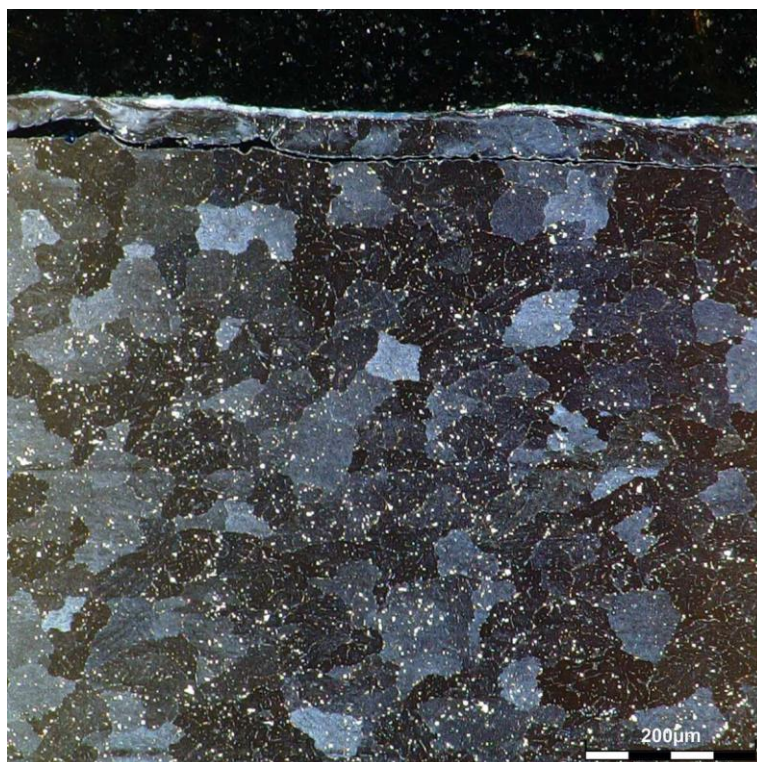
Obr. 9.3 2PO, jádro, zvětšeno 300× – podélný řez



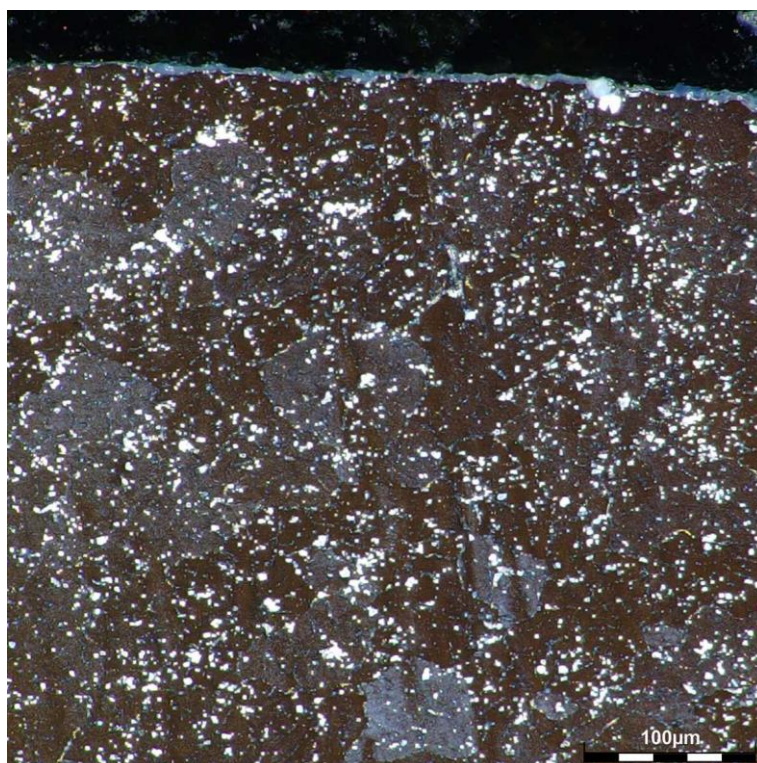
Obr. 9.4 2PO, jádro, zvětšeno 600× – podélný řez

Na snímcích (obr. 9.1, 9.2, 9.3, 9.4) vzorku 2PO můžeme pozorovat líci sférickou dendritickou strukturu, jejichž primární a sekundární ramena lze místy rozeznat. Velikost jednotlivých ramen je homogenní na povrchu i v jádře. Na hranicích a v mezidendritickém prostoru jsou vyloučeny minoritní fáze. Na snímku (obr. 9.2) při zvětšení 600× lze pozorovat velice jemnozrnnou strukturu na povrchu, která jde do hloubky asi 25 μm.

9.1.2 242PO



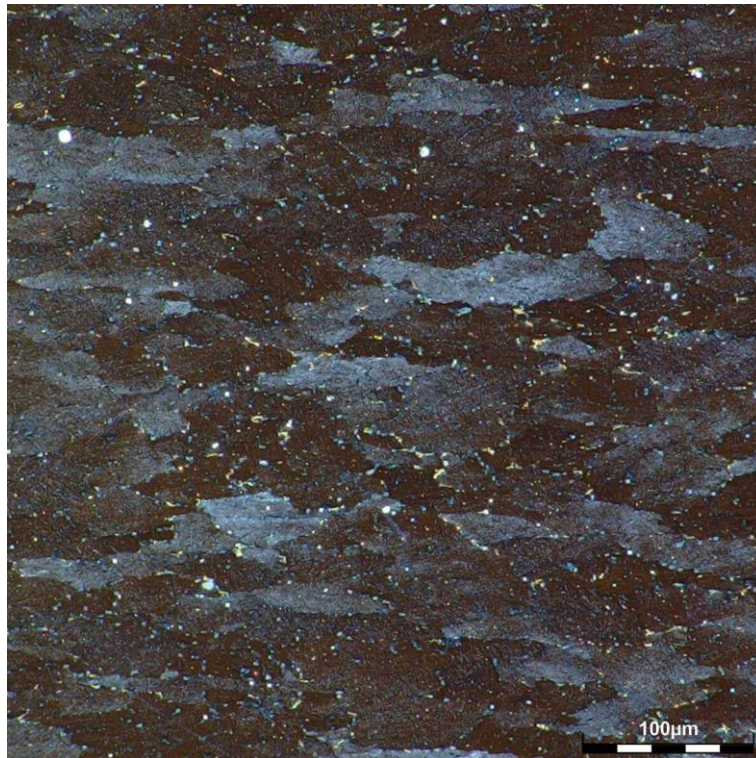
Obr. 9.5 242PO, povrch, zvětšeno 300× – podélný řez



Obr. 9.6 242PO, povrch, zvětšeno 600× – podélný řez



Obr. 9.7 242PO, jádro, zvětšeno 300× – podélný řez



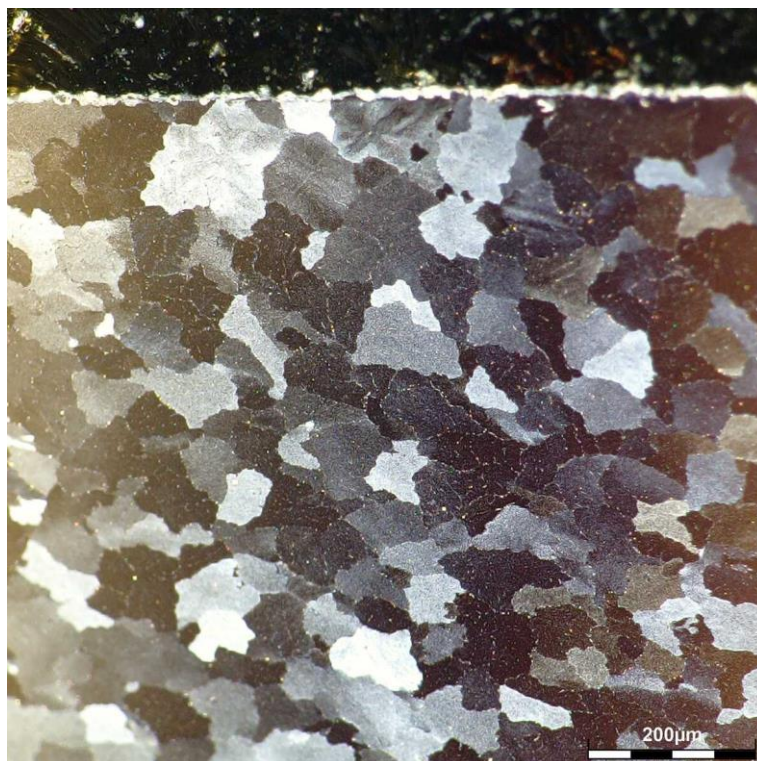
Obr. 9.8 242PO, jádro, zvětšeno 600× – podélný řez

Na snímcích (obr. 9.5, 9.6) vzorku 242PO lze pozorovat nově rekrystalizovaná zrna, která nemají jednotný směr. V některých místech zůstává viditelná dendritická struktura. Na povrchu se nenachází vrstva vysoce jemnozrné struktury.

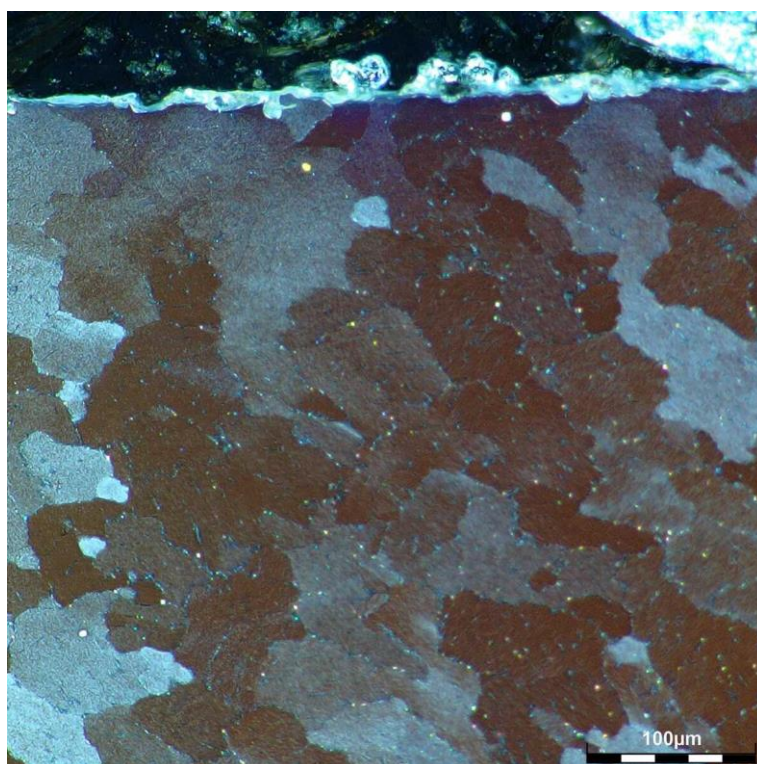
Na snímcích (obr. 9.7, 9.8) pozorujeme nově vzniklá rekrystalizovaná zrna protáhlá ve směru tváření. Dendritická struktura je z velké části rozpadlá.

Na snímcích (obr. 9.5, 9.6, 9.7, 9.8) lze také pozorovat minoritní fáze rovnoměrně rozptýlené uvnitř a na hranicích zrn.

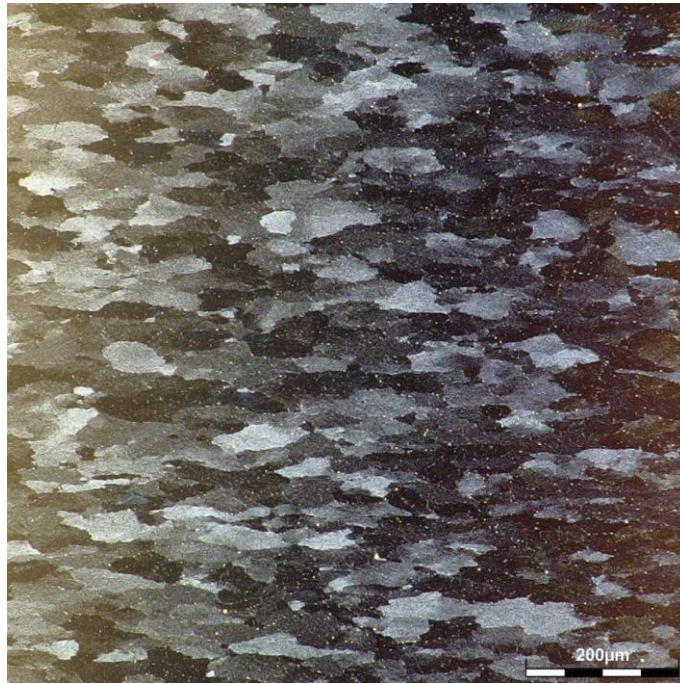
9.1.3 242XPO



Obr. 9.9 242XA, povrch, zvětšeno 300× – podélný řez



Obr. 9.10 242XA, povrch, zvětšeno 600× – podélný řez



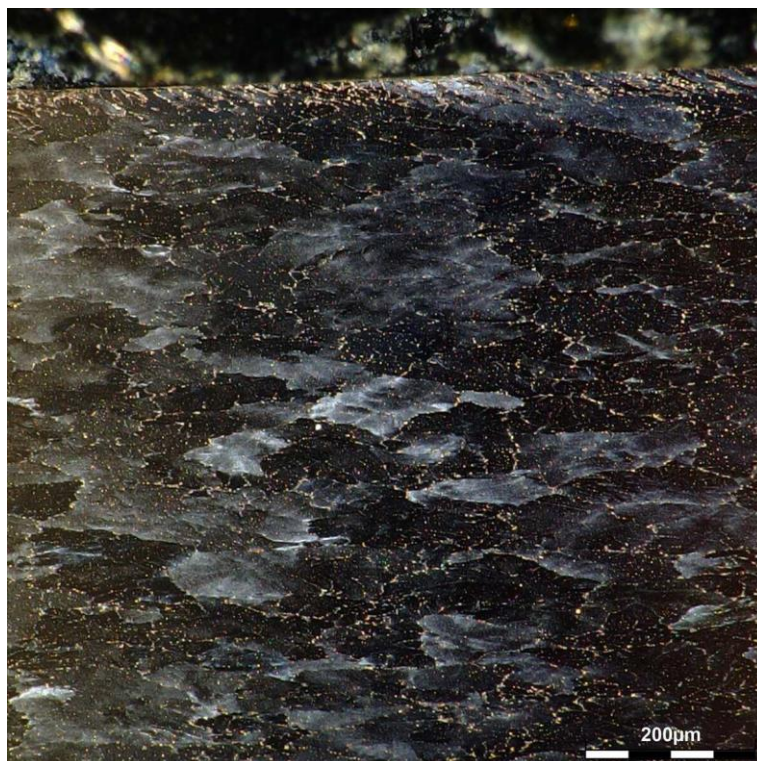
Obr. 9.11 242XA, jádro, zvětšeno 300× – podélný řez



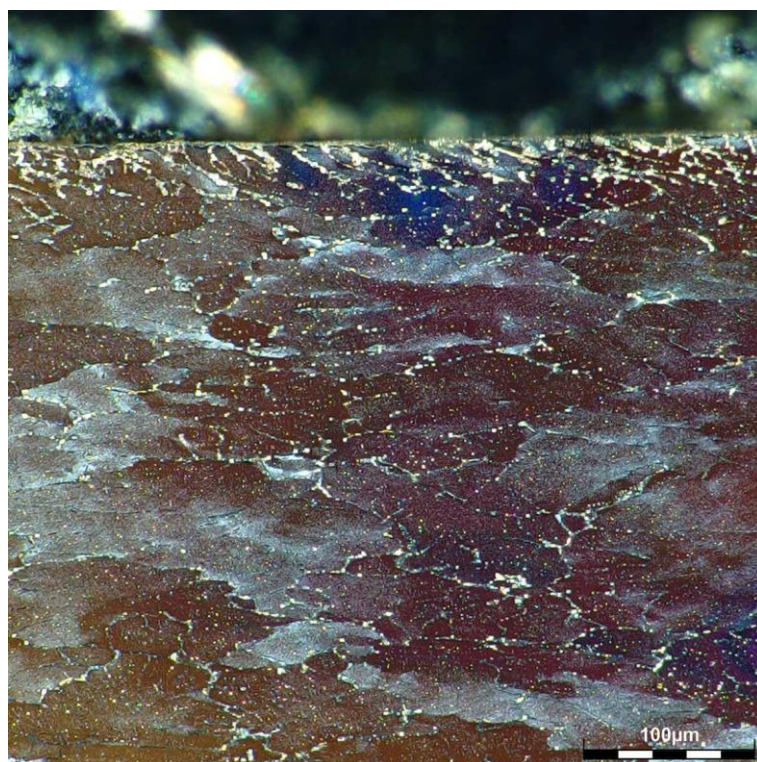
Obr. 9.12 242XA, jádro, zvětšeno 600× – podélný řez

Na snímcích (obr. 9.9, 9.10, 9.11, 9.12) je struktura vzorku 242XPO, který byl tepelně zpracován. Na povrchu lze pozorovat rovnoosá zrna podobné velikosti. V jádře lze pozorovat výrazně deformovaná zrna ve směru tváření. Minoritní fáze lze nalézt v menším množství především na hranicích zrn.

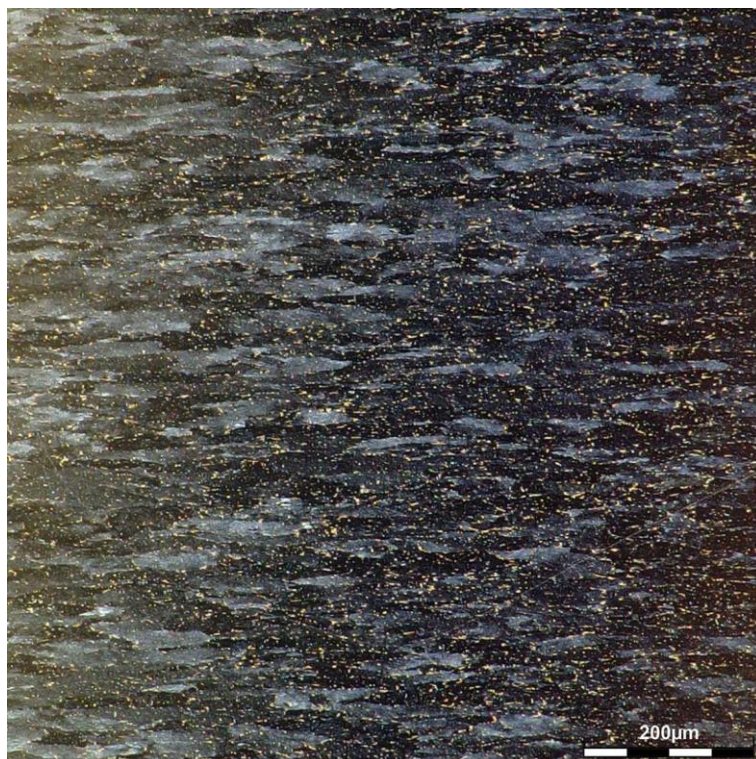
9.1.4 2PO70



Obr. 9.13 2PO70, povrch, zvětšeno 300× – podélný řez



Obr. 9.14 2PO70, povrch, zvětšeno 600× – podélný řez



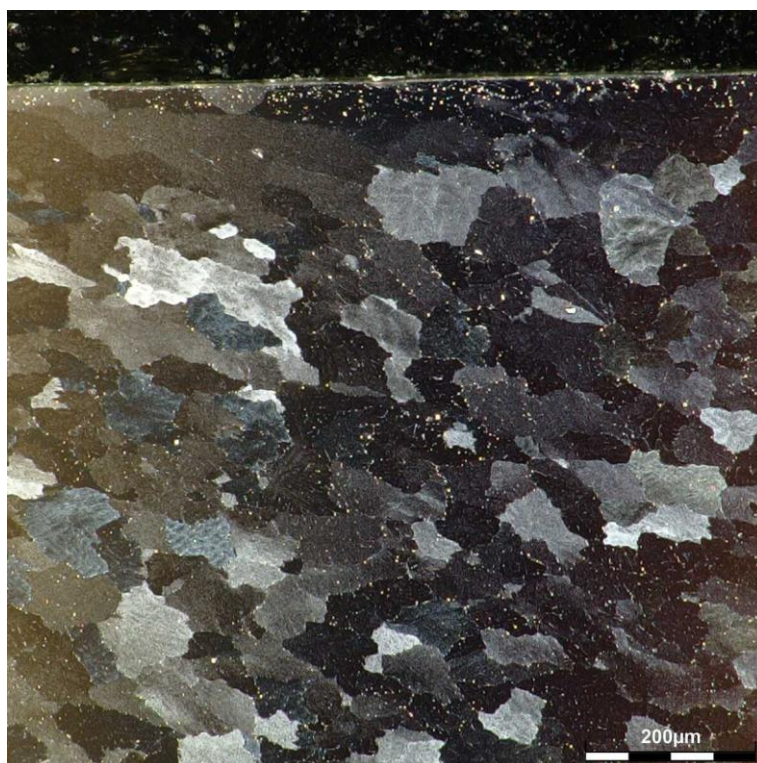
Obr. 9.15 2PO70, jádro, zvětšeno 300× – podélný řez



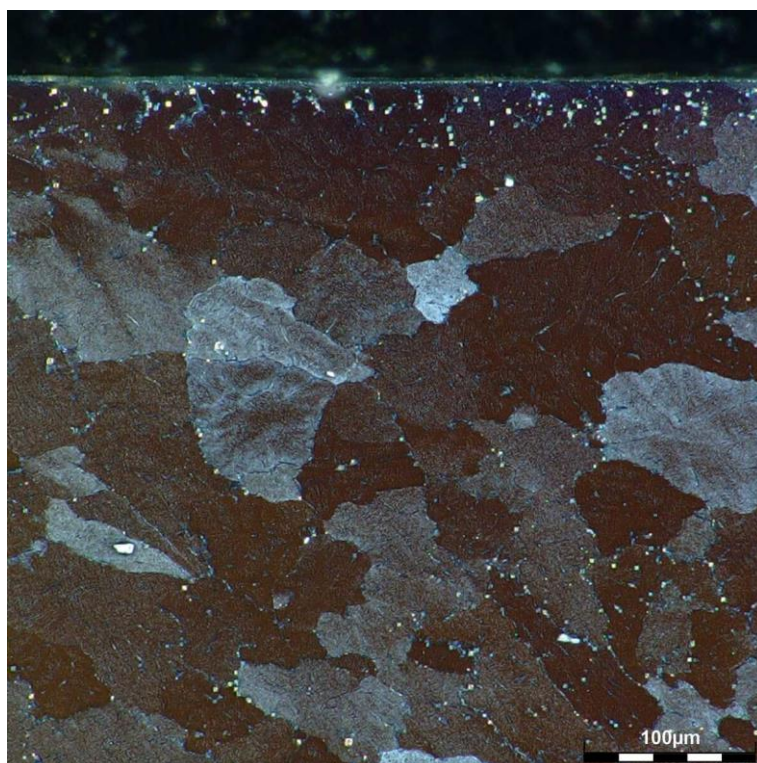
Obr. 9.16 2PO70, jádro, zvětšeno 600× – podélný řez

Na snímcích (obr. 9.13, 9.14) povrchu lze pozorovat protáhlá zrna ve směru kolmém na tváření. Na hraně, do hloubky přibližně 40 μm , lze nalézt velmi jemnozrnnou strukturu. Na snímcích (obr. 9.15, 9.16) jádra lze pozorovat opět jemná a protáhlá zrna ve směru tváření. Minoritní fáze jsou rovnoměrně rozprostřeny ve struktuře.

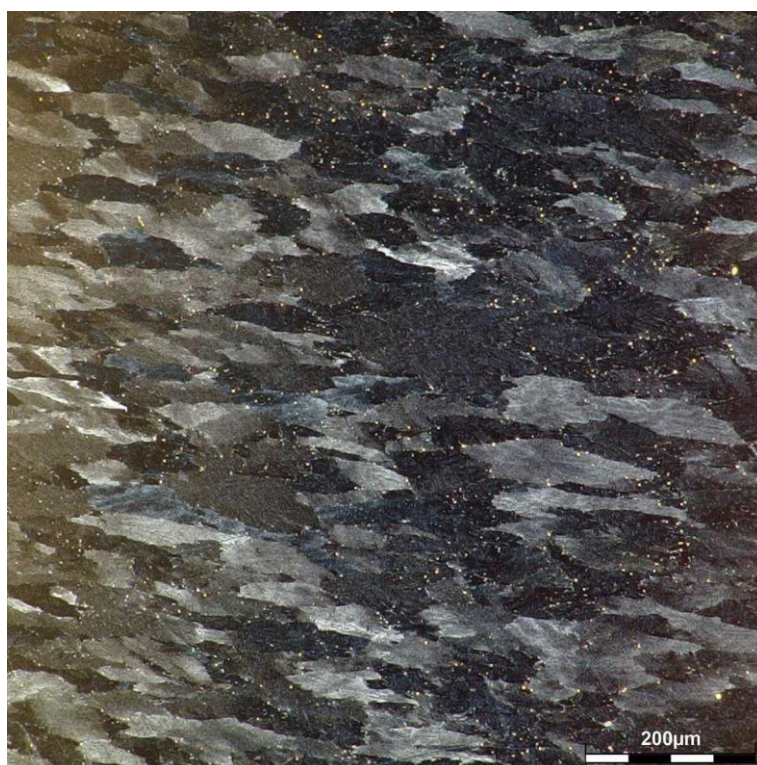
9.1.5 2XPO70



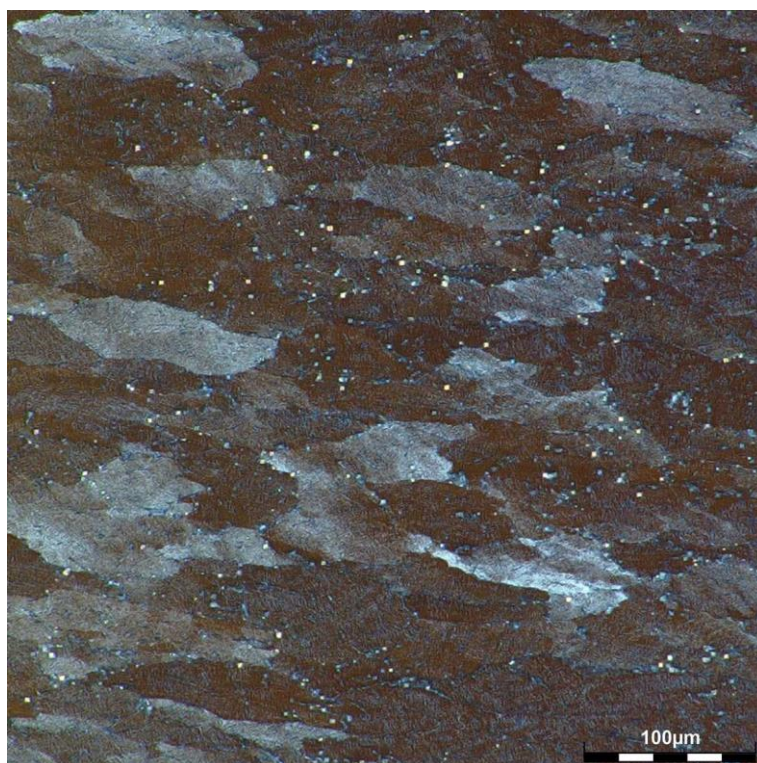
Obr. 9.17 2XPO70, povrch, zvětšeno 300 \times – podélný řez



Obr. 9.18 2XPO70, povrch, zvětšeno 600× – podélný řez



Obr. 9.19 2XPO70, jádro, zvětšeno 300× – podélný řez



Obr. 9.20 2XPO70, jádro, zvětšeno 600× – podélný řez

Na snímcích (obr. 9.17, 9.18) povrchu tepelně zpracované slitiny označené 2XPO70 lze pozorovat rovnoosá rekrystalizovaná zrna a na hraně lze nalézt jemnozrnnou strukturu dosahující hloubky přibližně 40 μm . Snímky (obr. 9.19, 9.20) jádra znázorňují částečně rekrystalizovanou strukturu. Minoritní fáze jsou uskupeny především na hranicích zrn.

9.1.6 Porovnání hodnocených vzorků

Na hraně vzorků 2PO, 2PO70 a 2XPO70 (obr. 9.2, 9.14, 9.18) při zvětšení 600 \times , lze pozorovat velmi jemnozrnnou strukturu o tloušťce několika desítek μm . Na vzorcích povrchu 242PO a 242XPO (obr. 9.6 a 9.10) se tato jemnozrnná struktura nevyskytuje. Jemnozrnná struktura na povrchu vznikla vlivem technologie HCM. Samotné pēchování a následné tepelné zpracování nemá vliv na vznik vysoce jemnozrnné struktury na povrchu. U vzorků 242PO a 242XPO byla tato vrstva zřejmě odstraněna z důvodu špatného postupu při metalografickém výbrusu.

Při porovnání povrchu před a po tepelném zpracování vzorku 242PO se vzorkem 242XPO (obr. 9.6, 9.10) a vzorku 2PO70 se vzorkem 2XPO70 (obr. 9.14,

9.18), nelze pouhým pozorováním jednoznačně určit, zda došlo k nárůstu zrna po tepelném zpracování. Pro správné vyhodnocení bude provedena ještě analýza EBSD.

Při porovnání jádra před a po tepelném zpracování vzorku 242PO se vzorkem 242XPO (obr. 9.8, 9.12) nelze určit pouhým pozorováním, zda došlo k nárůstu zrn.

V jádře vzorku 2PO70 (obr. 9.16) se zdají zrna menší a protáhlejší, než po jeho tepelném zpracování - vzorek 2XPO70 obr. 9.20.

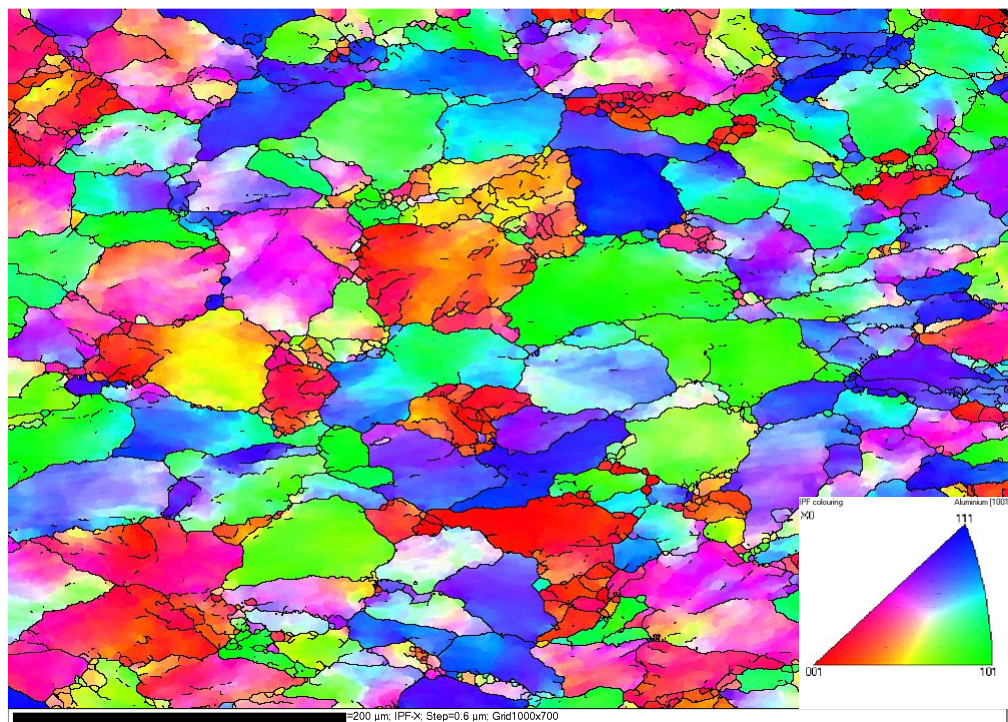
Vzorek 2PO (obr. 9.1, 9.2, 9.3, 9.4) má v celém průřezu stejnou velikost primárních i sekundárních ramen dendritů.

Elektronová mikroskopie – EBSD

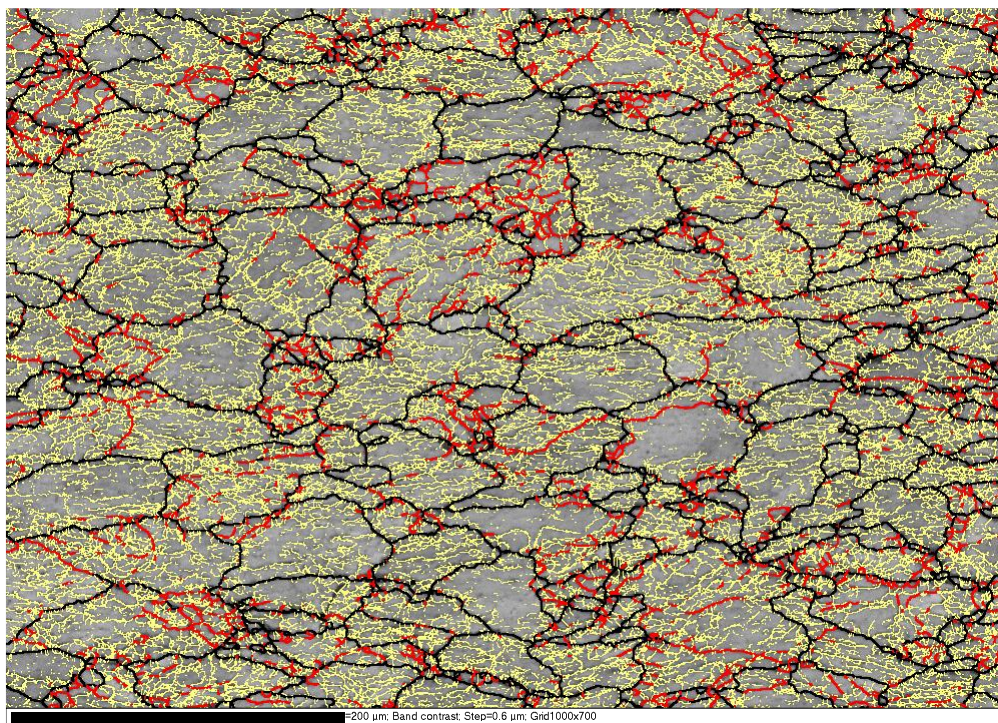
V praktické části elektronové mikroskopie byl použit řádkovací elektronový mikroskop JEOL JSM 7600-F s detektorem difraktovaných zpětně odražených elektronů (EBSD) HKL NordlysS. Hodnocení probíhalo v oblasti jádra a povrchu. Pro každou oblast byly pořízeny dva snímky ve zvětšení 200×.

První snímek zobrazuje orientační mapu zrn s jejich barevným kódováním. Druhý snímek znázorňuje mapy distribuce základních typů hranic zrn, kde černá barva označuje velkoúhlové hranice zrn ($>15^\circ$), červená jsou hranice $5-15^\circ$ a žlutá jsou maloúhlové $1-5^\circ$. V práci není výchozí stav (2PO), který se nepodařilo naleptat.

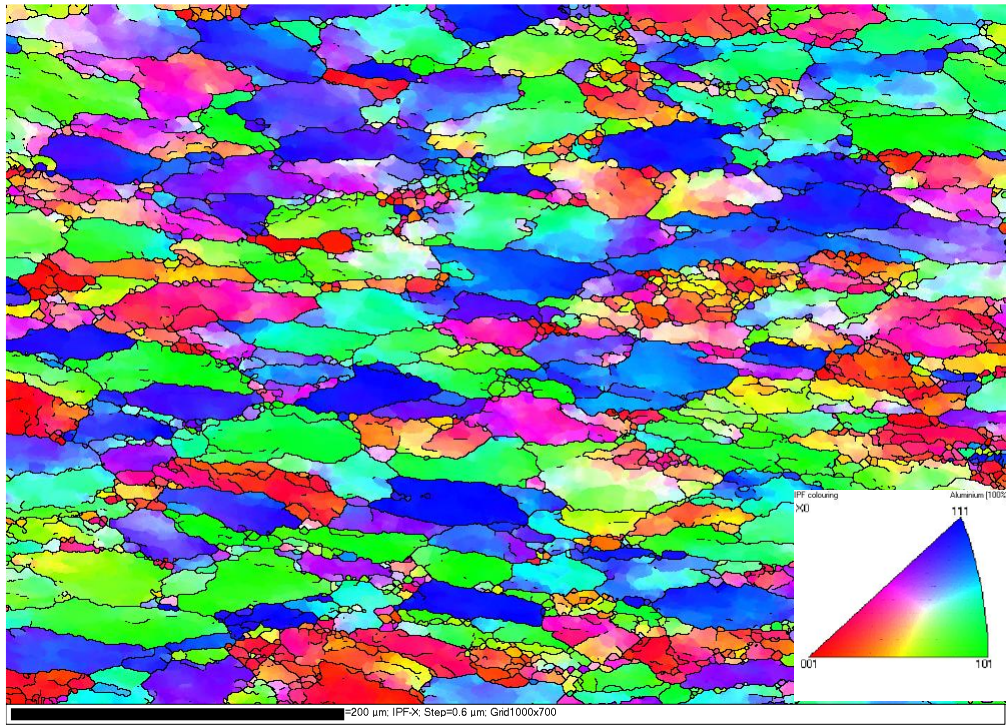
9.2.2 242PO



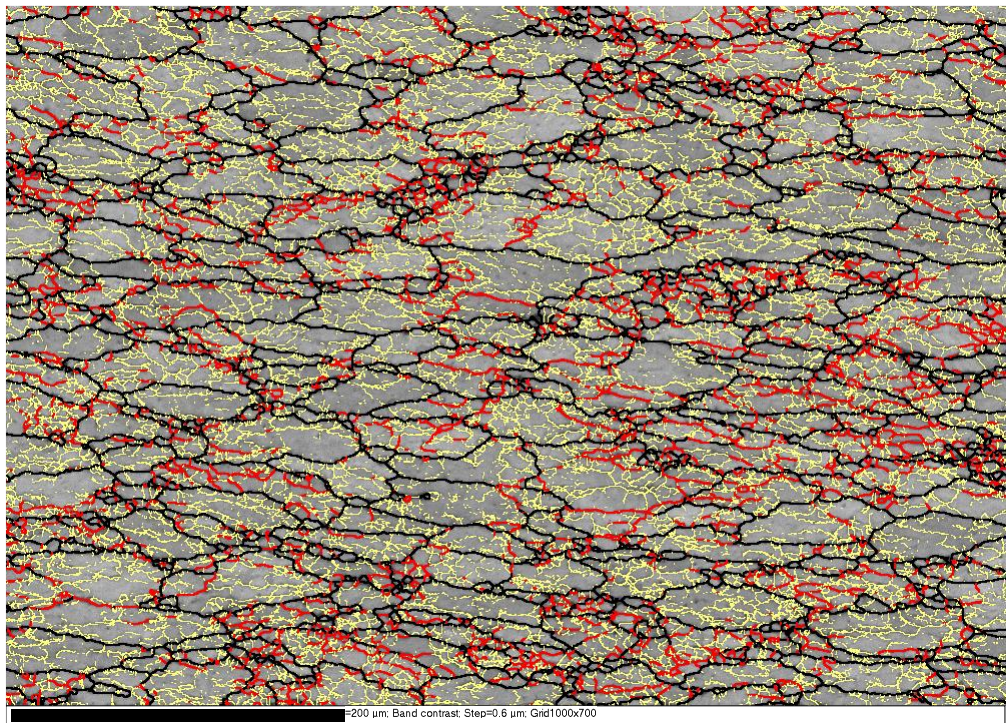
Obr. 9.21 242PO povrch, orientace zrn zvětšeno 200× – podélný řez



Obr. 9.22 242PO povrch, zvětšeno 200× – podélný řez



Obr. 9.23 242PO jádro, orientace zrn, zvětšeno 200× – podélný řez

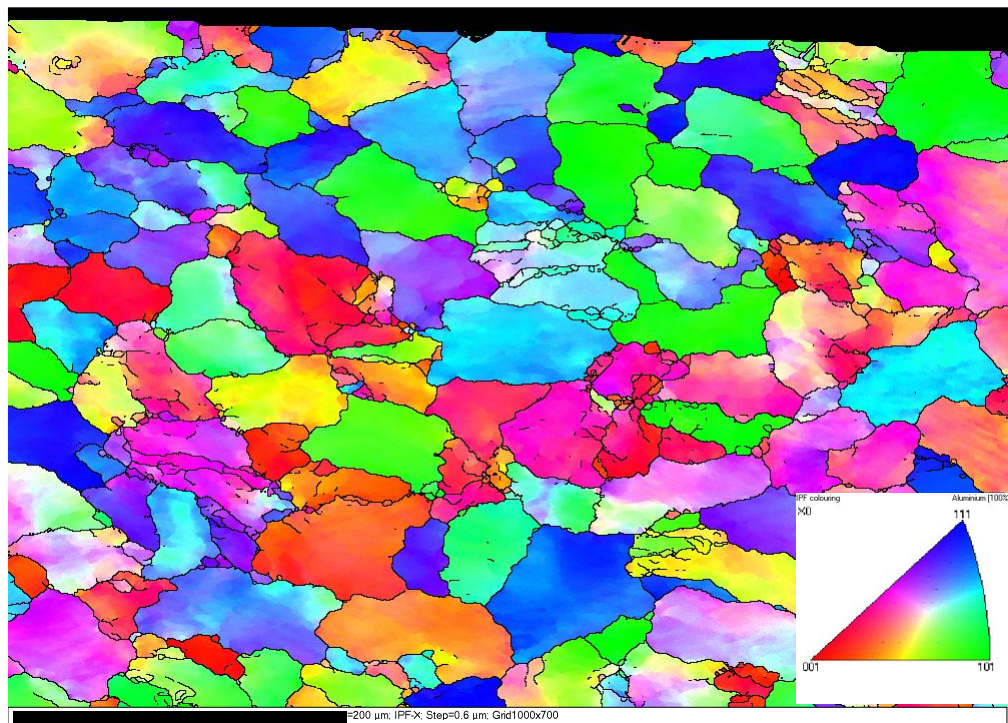


Obr. 9.24 242PO jádro, zvětšeno 200× – podélný řez

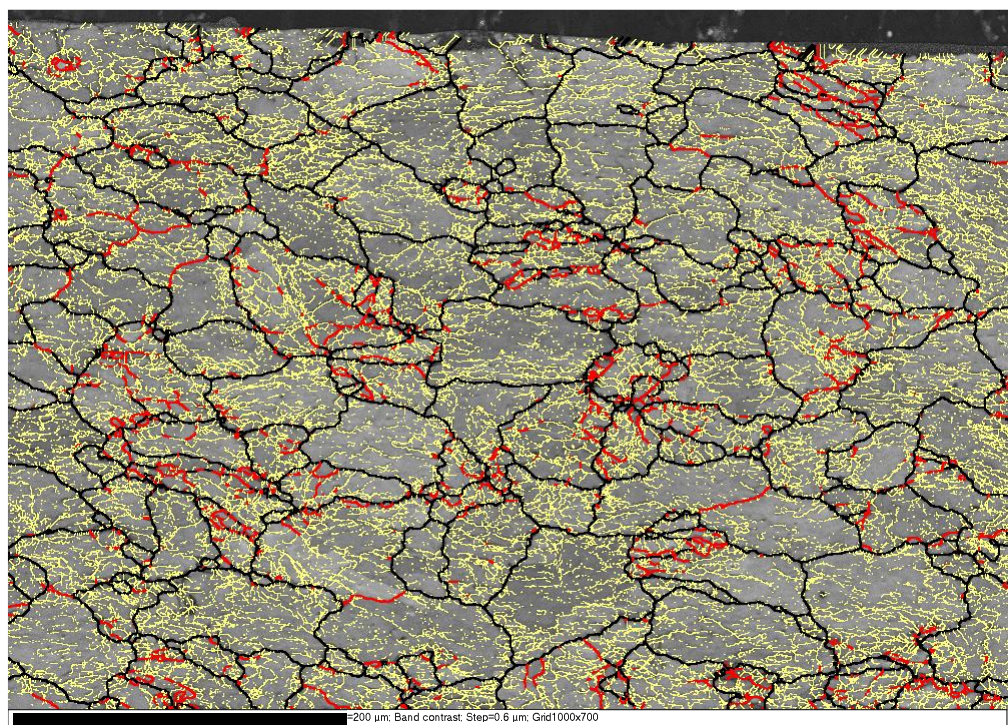
Snímky (obr. 9.21, 9.22, 9.23, 9.24) zobrazují strukturu po dvojitém petchování za tepla, nejdříve velikostí deformace 40 % a následně 20 %. Na povrchu (obr. 9.21, 9.22), lze pozorovat rekrystalizovaná zrna mírně protáhlá ve směru deformace. V jádře (obr. 9.23, 9.24) lze pozorovat větší množství nově rekrystalizovaných zrn, které

jsou výrazně orientované ve směru tváření. Množství subzrn ($1-5^\circ$) je na povrchu vyšší než v jádře. Naopak v jádře je větší množství nově rekrystalizovaných zrn s velkoúhlovými hranicemi.

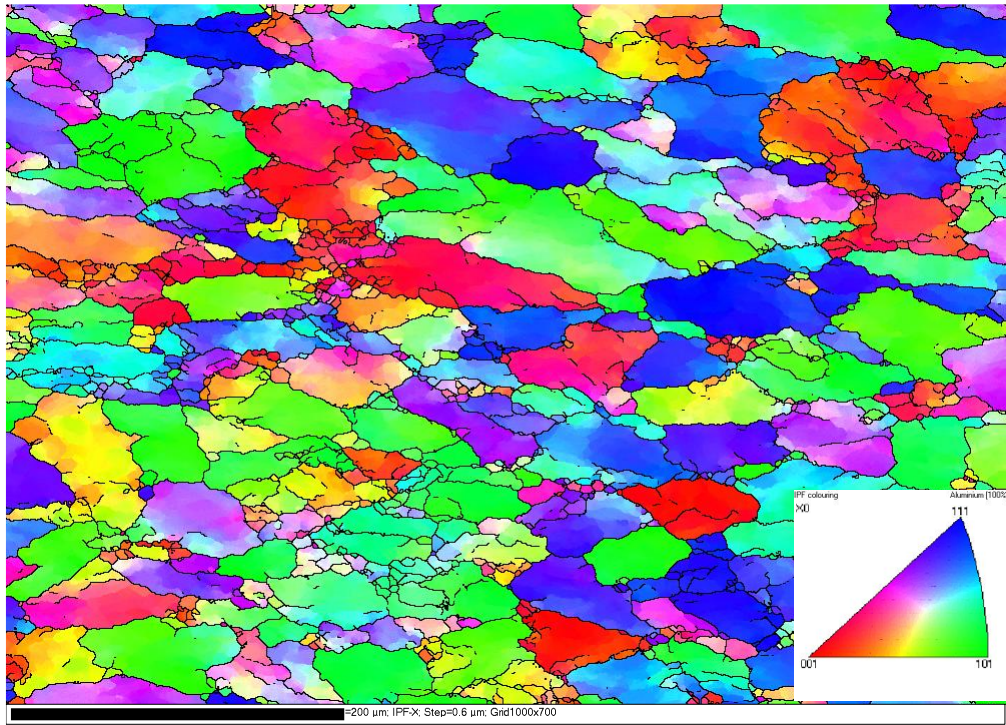
9.2.3 242XPO



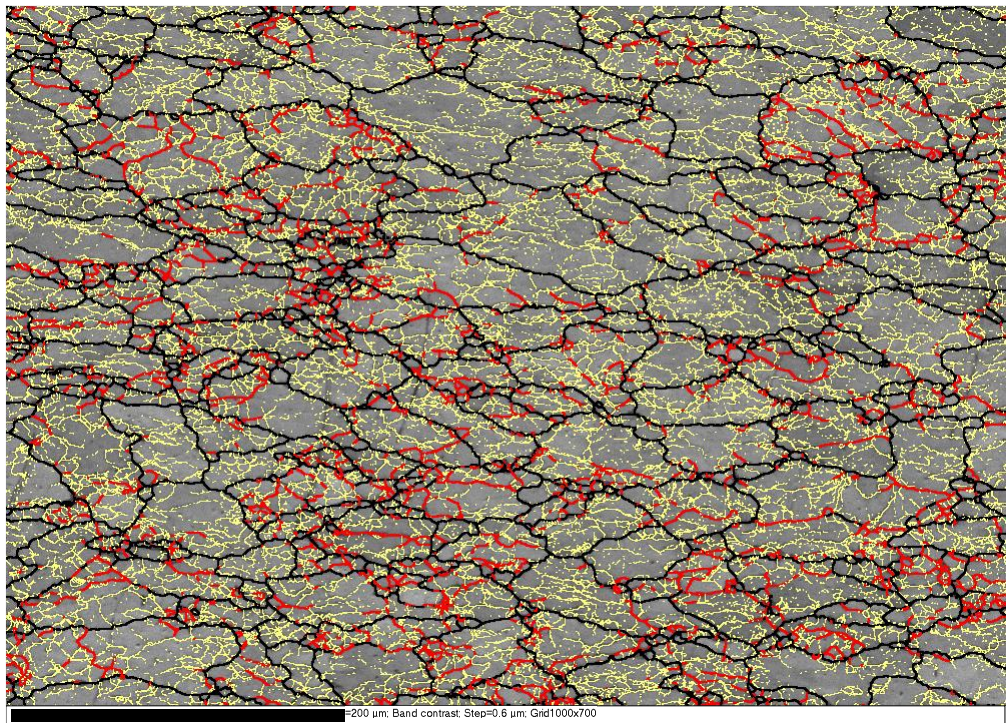
Obr. 9.25 242XPO povrch, orientace zrn zvětšeno $200\times$ – podélný řez



Obr. 9.26 242XPO povrch, zvětšeno $200\times$ – podélný řez



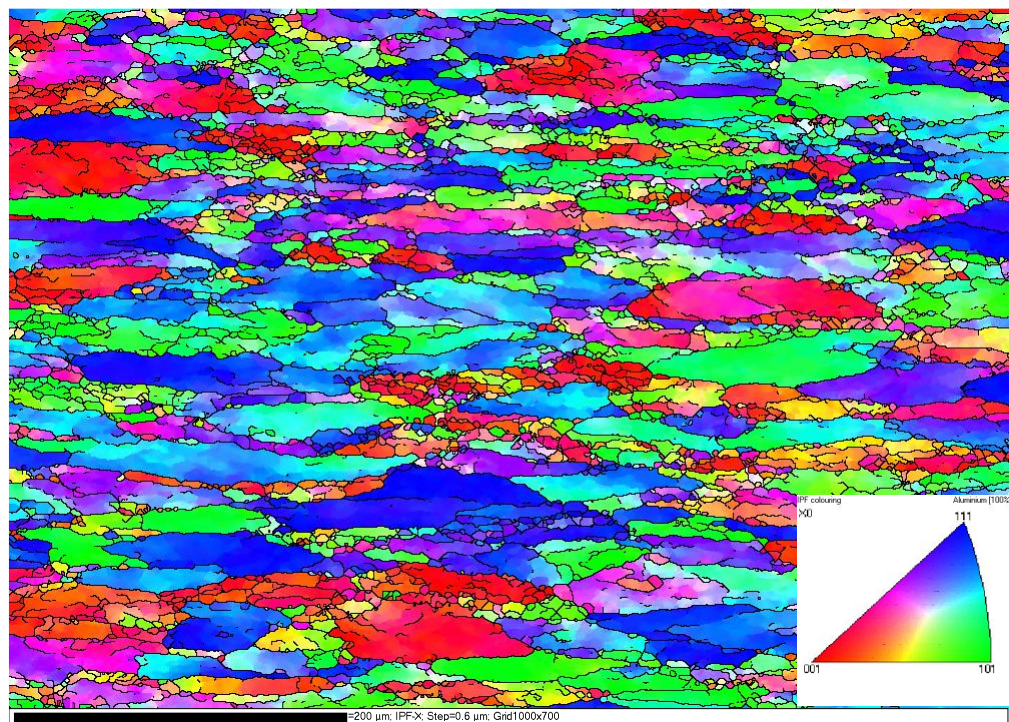
Obr. 9.27 242XPO jádro, orientace zrn zvětšeno 200× – podélný řez



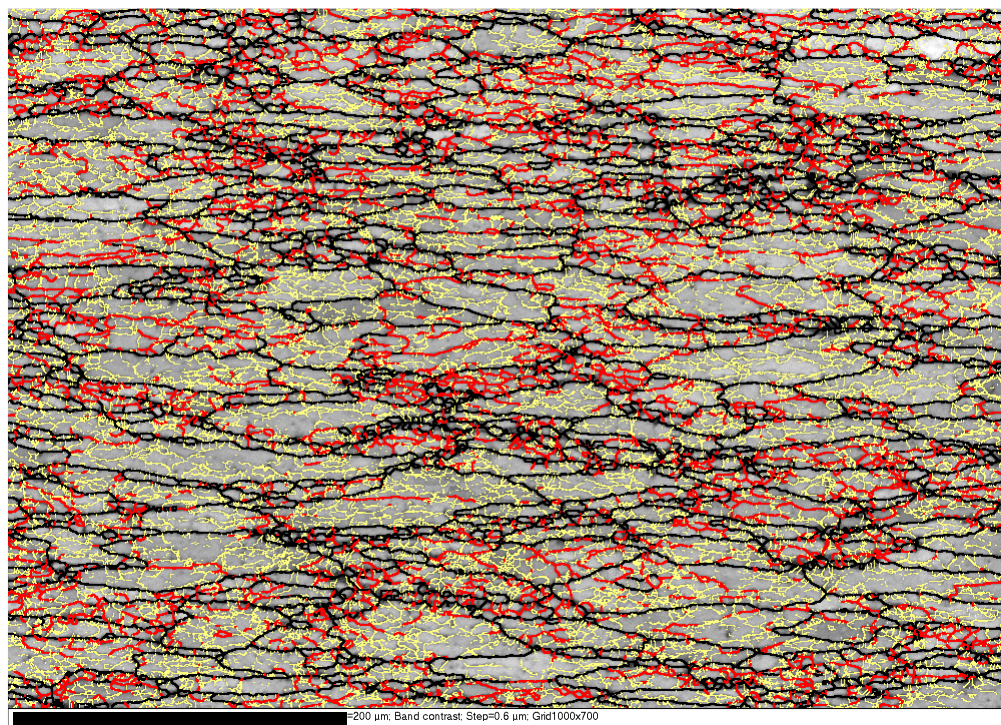
Obr. 9.28 242XPO jádro, zvětšeno 200× – podélný řez

Na snímcích (obr. 9.25, 9.26, 9.27, 9.28) po dvojitém pēchování za tepla a následném tepelném zpracování lze pozorovat nově rekrystalizovaná zrna. Na povrchu (obr. 9.25, 9.26) pēvazují rovnoosá zrna. V jádře (obr. 9.27, 9.28) mají zrna tvar protáhlý ve směru deformace. V jádře lze pozorovat větší množství velkoúhlových hranic ($> 15^\circ$) zrn.

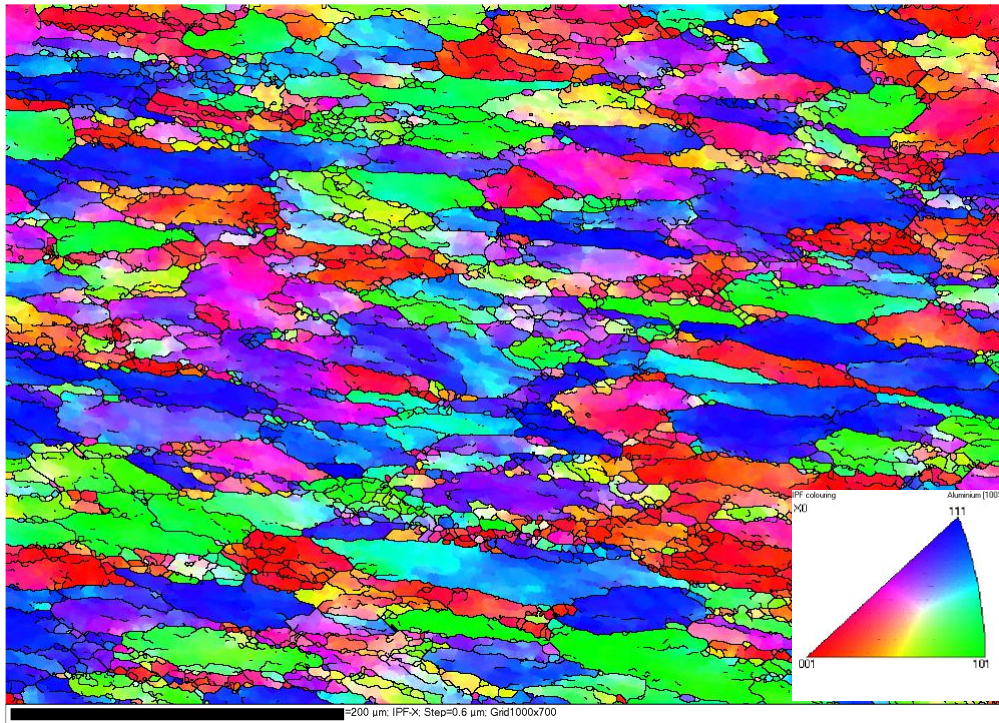
9.2.4 2PO70



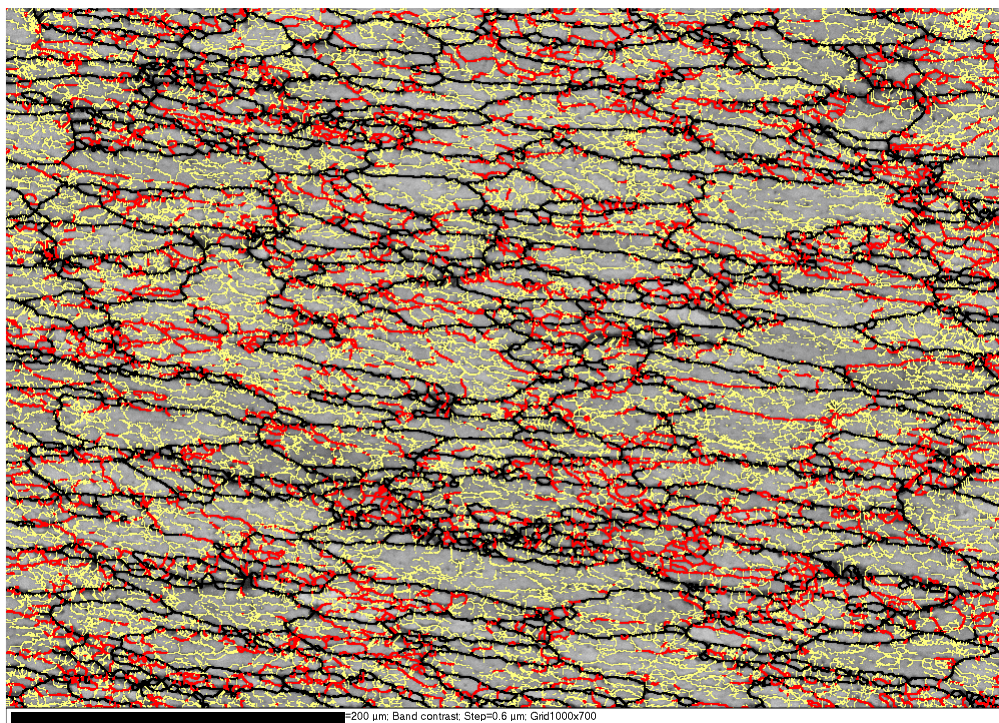
Obr. 9.29 2PO70 povrch, orientace zrn zvětšeno 200× – podélný řez



Obr. 9.30 2PO70 povrch, zvětšeno 200× – podélný řez



Obr. 9.31 2PO70 jádro, orientace zrn, zvětšeno 200× – podélný řez

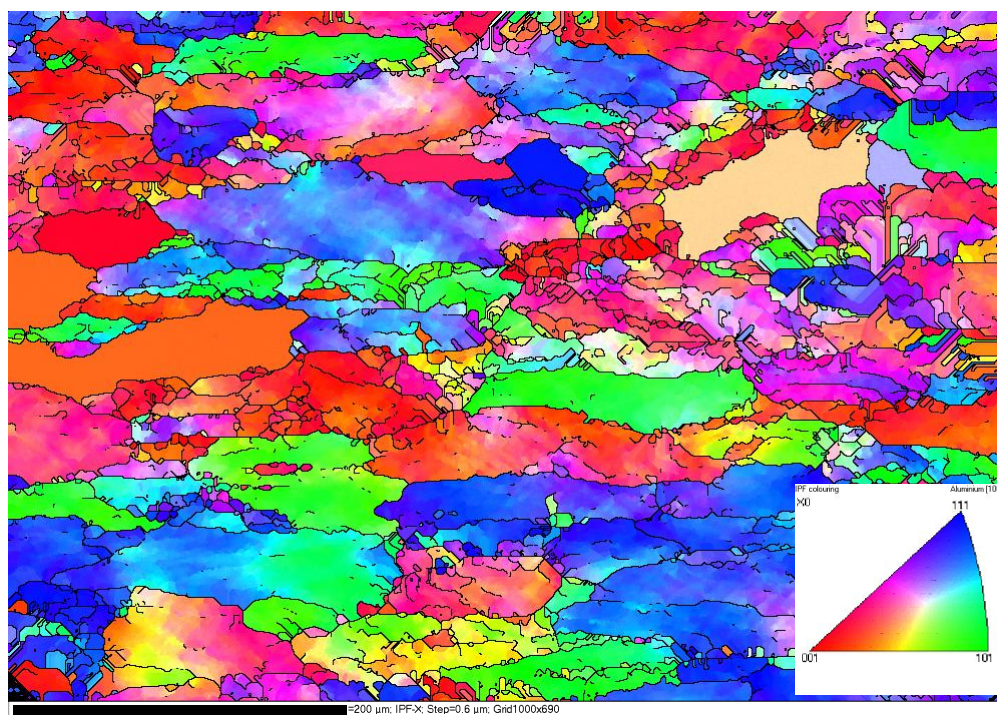


Obr. 9.32 2PO70 jádro, zvětšeno 200× – podélný řez

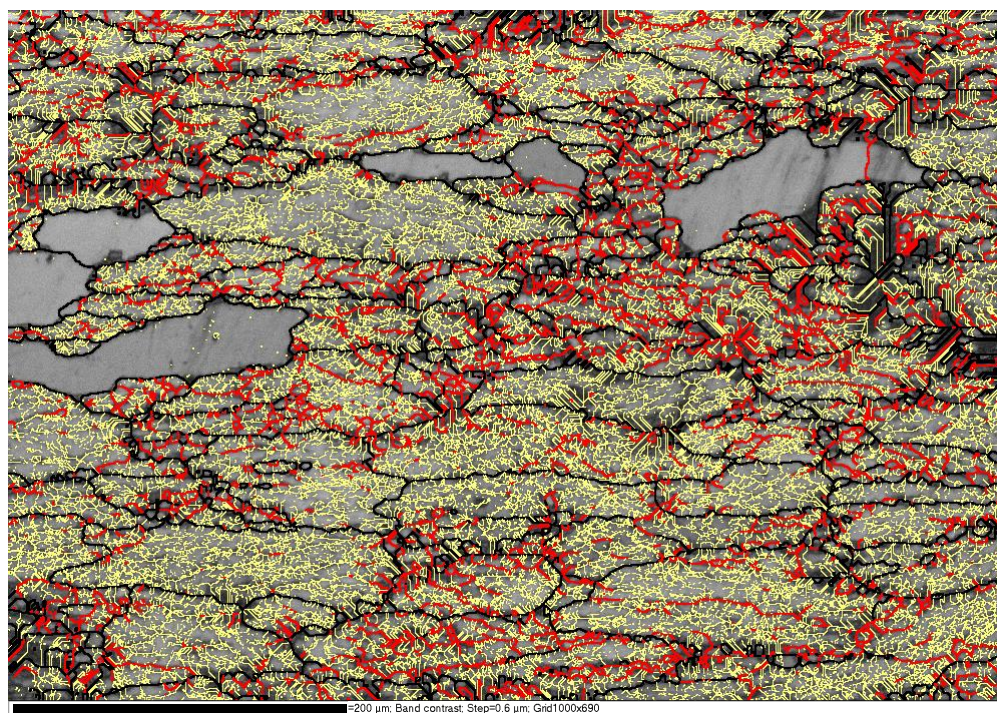
Na snímcích (obr. 9.29, 9.30, 9.31, 9.32) po 70% deformaci, lze pozorovat velké množství nově rekrystalizovaných zrn a zrna protáhlá ve směru deformace.

Množství velkoúhlových hranic ($> 15^\circ$) a hranic ($5 - 15^\circ$) je podobné na povrchu i v jádře.

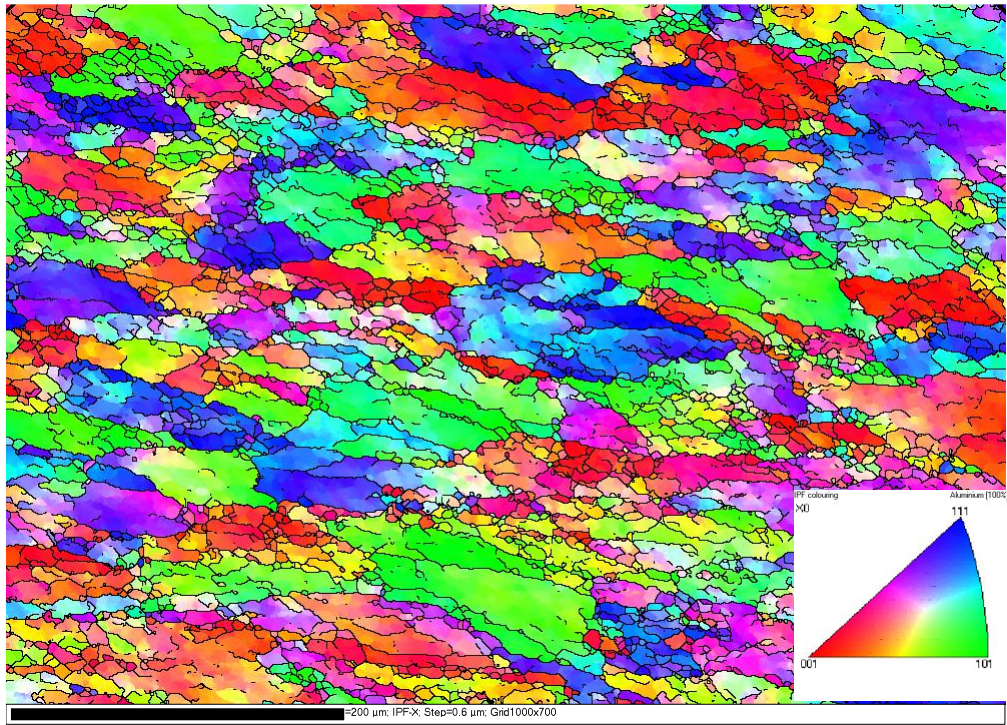
9.2.5 2XPO70



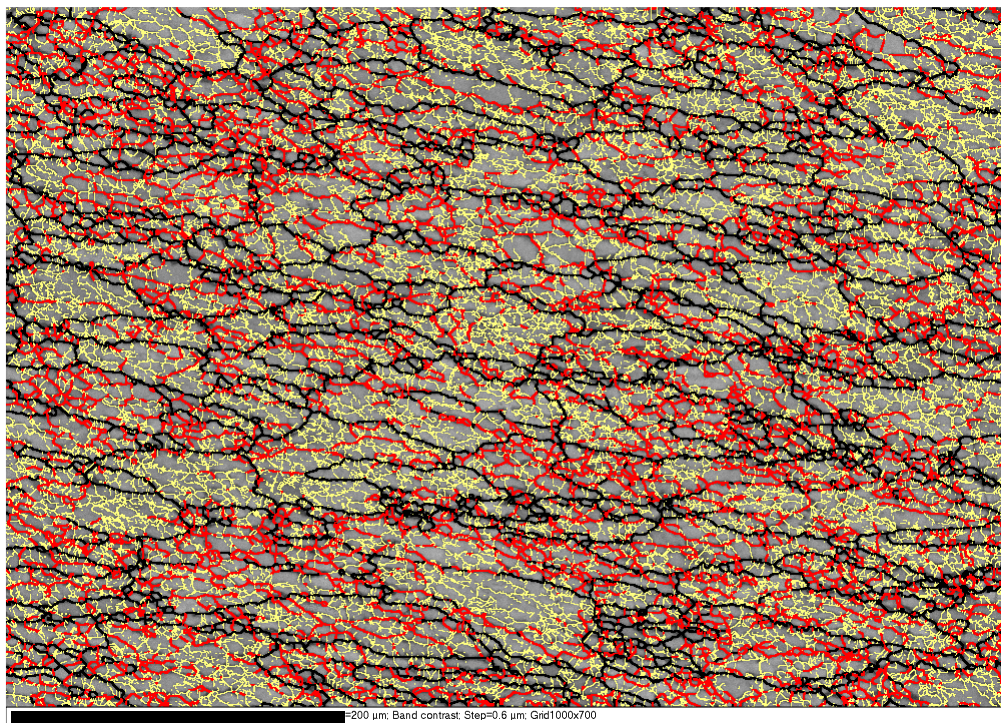
Obr. 9.33 2XPO70 povrch, orientace zrn zvětšeno $200\times$ – podélný řez



Obr. 9.34 2XPO70 povrch, zvětšeno $200\times$ – podélný řez



Obr. 9.35 2XPO70 jádro, orientace zrn zvětšeno 200× – podélný řez



Obr. 9.36 2XPO70 jádro, zvětšeno 200× – podélný řez

Na snímcích (obr. 9.33, 9.34, 9.35, 9.43) po 70% deformaci a tepelném zpracování, lze pozorovat velké množství nově rekrystalizovaných zrn.

Na povrchu (obr. 9.33, 9.34), lze pozorovat protáhlá zrna ve směru tváření, naopak v jádře (obr. 9.35 a 9.36) lze pozorovat, že původní deformační struktura se z velké části rekrystalizovala.

9.1.6 Porovnání hodnocených vzorků

Vzorek 242PO (obr. 9.21, 9.22, 9.23, 9.24) a jeho tepelně zpracovaná varianta 242XPO (obr. 9.25, 9.26, 9.27, 9.28), mají velmi podobnou strukturu na povrchu i v jádře. Na povrchu po tepelném zpracování lze pozorovat menší množství subzrn (obr. 9.26), v porovnání se vzorkem tepelně nezpracovaným (obr. 9.22).

Při porovnání povrchu vzorku 2PO70 (obr. 9.29, 9.30) a jeho tepelně zpracované variantě (obr. 9.33, 9.34), lze pozorovat růst zrna po tepelném zpracování. V jádře po tepelném zpracování (obr. 9.35, 9.36), lze pozorovat větší množství nově rekrystalizovaných zrn, oproti variantě bez tepelného zpracování (obr. 9.31, 9.32).

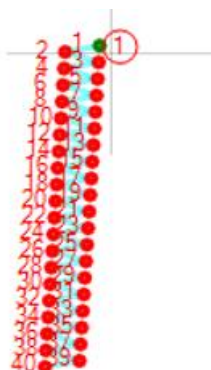
Vzorek 242PO (obr. 9.21, 9.22, 9.23, 9.24) má méně protáhlá zrna ve směru tváření na povrchu i jádru s porovnáním se vzorkem 2PO70

Při porovnání snímků světelné mikroskopie a EBSD metody dostáváme některé rozdílné výsledky, např. pro povrch vzorku 2XPO70. U světelné mikroskopie (obr. 9.17) se zdají zrna rovnoosá, u metody EBSD (obr. 9.33, 9.34), lze pozorovat zrna protáhlá ve směru deformace. Je to způsobeno limity světelné mikroskopie, která nedokáže rozlišit zrna od subzrn.

9.3 Měření mikrotvrdomosti dle Vickerse

Mikrotvrdomost byla měřena dle Vickerse podle normy ČSN EN ISO 6507-1. Měření probíhalo na automatickém tvrdoměru Struers Duramin 40.

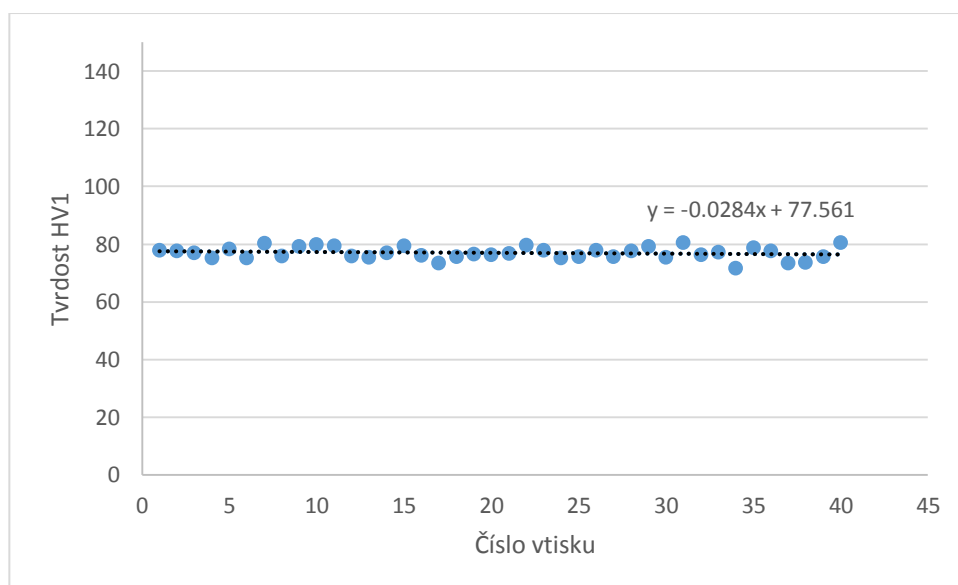
První měření proběhlo v celém průřezu vzorků se zátěžnou silou jednotlivých vtisků 9,807 N, to odpovídá značení HV1 dle Vickerse. Měření probíhalo ve dvou liniích vzdálených od sebe 2 mm. Vzdálenost mezi dvěma vrypy v jedné linii byla 0,5 mm. Použitá síť vtisků pro vzorek 2PO je na obr. 9.41.



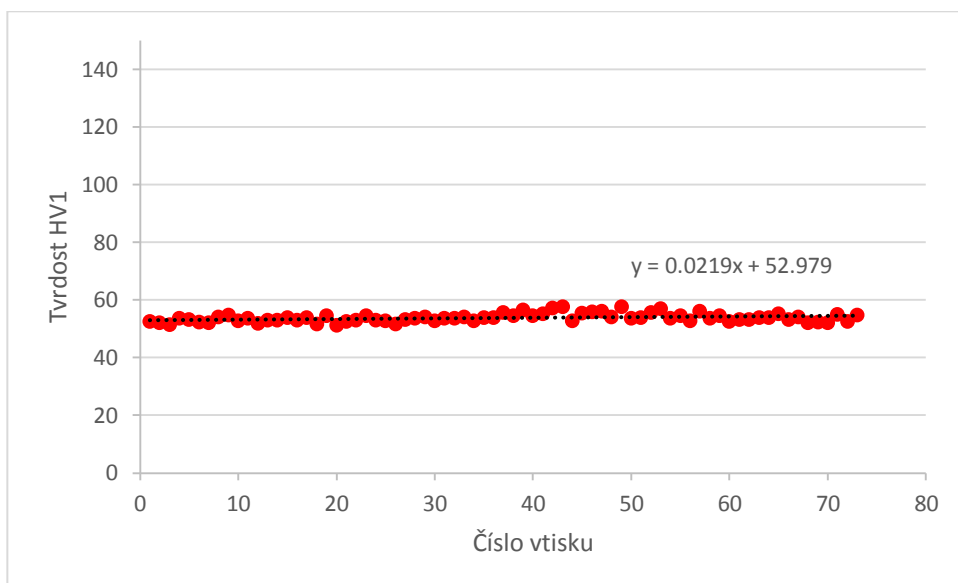
Obr. 9.37 Síť vtisků při měření průběhu mikrotvrdomosti vzorku 2PO

Druhé měření sestávalo z pěti vtisků pro každý vzorek. Měřena byla pouze jemnozrná povrchová vrstva. Zátěžná síla byla 0,9807 N, to odpovídá značení HV0,1 dle Vickerse.

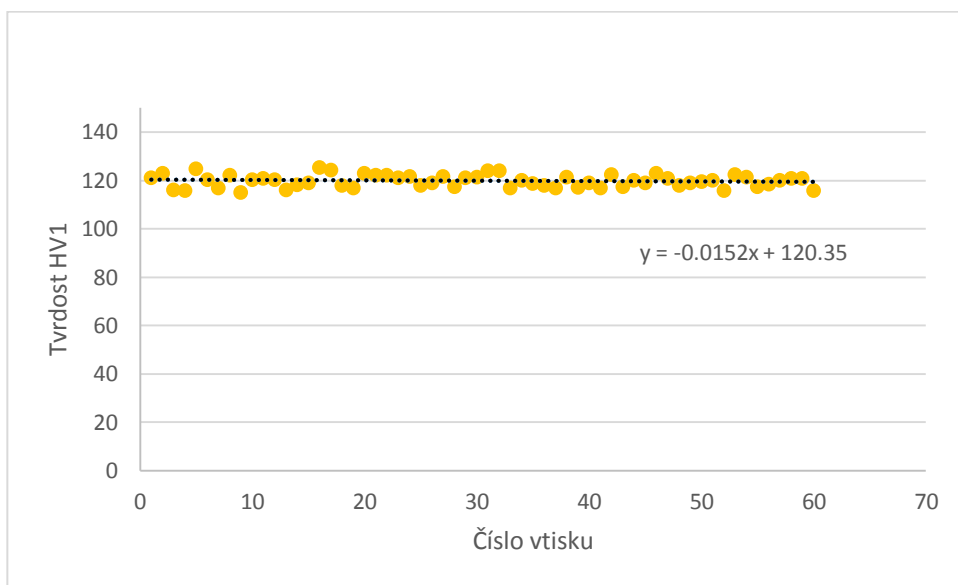
9.3.1 Průběh mikrotvrdomosti



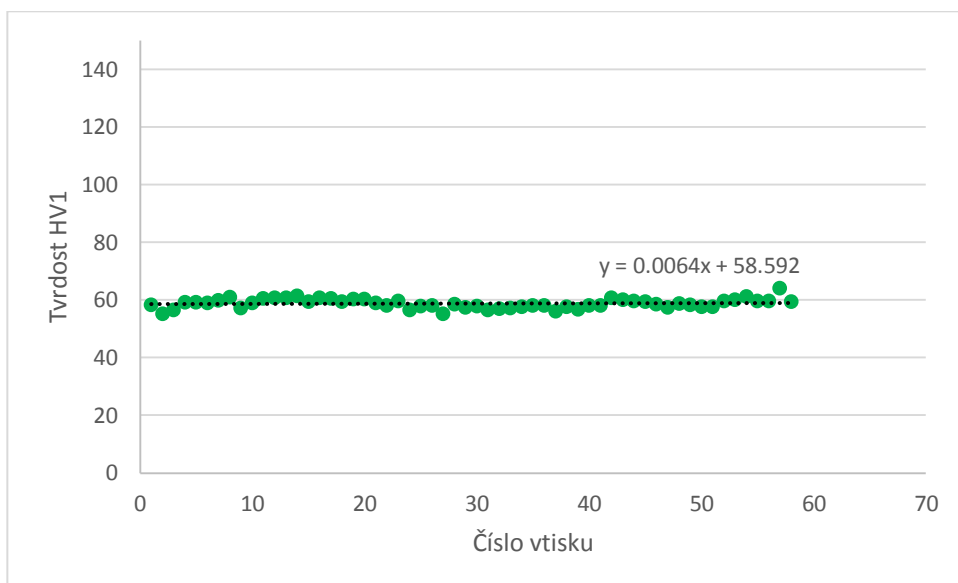
Obr. 9.38 Průběh mikrotvrdomosti vzorku 2PO



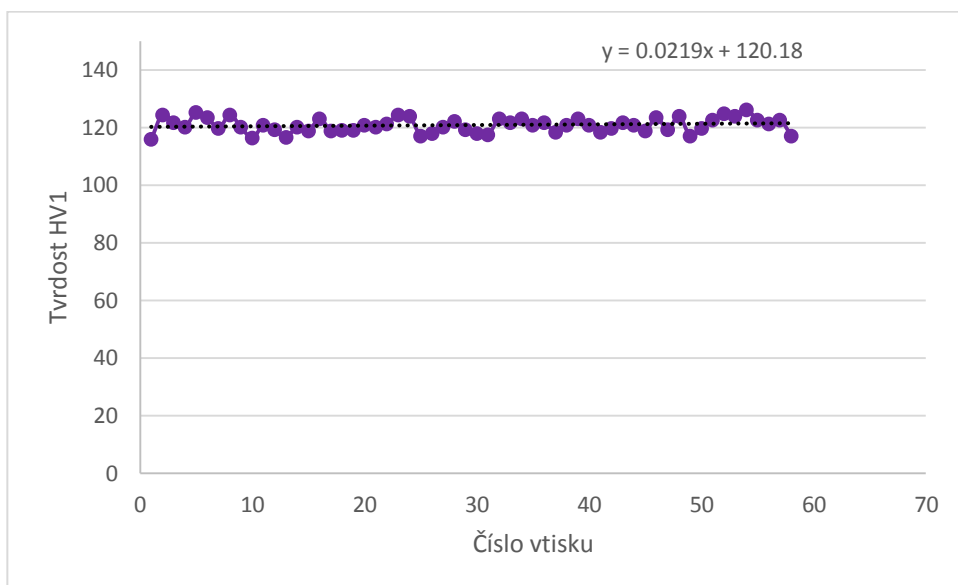
Obr. 9.39 Průběh mikrotvrdości vzorku 242PO



Obr. 9.40 Průběh mikrotvrdości vzorku 242XPO



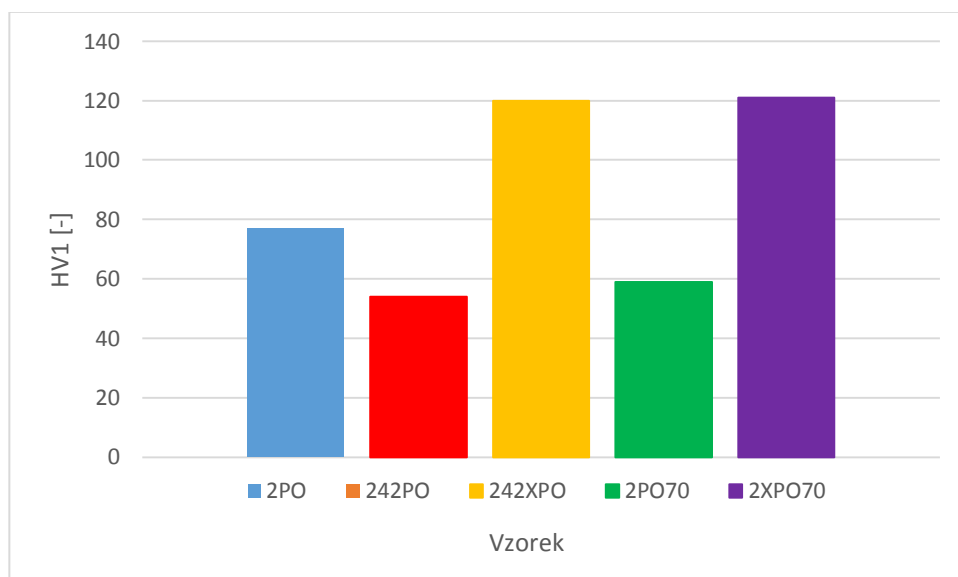
Obr. 9.41 Průběh mikrotvrdości vzorku 2PO70



Obr. 9.42 Průběh mikrotvrdości vzorku 2XPO70

Značení	Varianta	Počet vrypů	Min. hodnota	Max. hodnota	Průměrná hodnota	Směrodatná odchylka
			HV1 [-]			
2PO	Litý stav	40	72	81	77	2.10
242PO	Deformace 40 + 20 %	73	51	58	54	1.55
242XPO	Deformace 40 + 20 %	60	115	125	120	2.54
2PO70	Deformace 70 %	58	55	64	59	1.66
2XPO70	Deformace 70 %	58	116	126	121	2.51

Tab. 9.2 Varianty a naměřené hodnoty průběhu mikrotvrdosti vzorků



Obr. 9.43 Průměrná mikrotvrdost v průřezu dle Vickerse

Z obr. 9.42, 9.43, 9.44, 9.45, 9.46 je patrné, že mikrotvrdost v celém průřezu je u všech vzorků konstantní. V tab. 9.2 jsou vypsány maximální a minimální naměřené hodnoty mikrotvrdosti vzorků, ty se pohybují v rozmezí $\pm 5\text{HV}$ od průměrné tvrdosti.

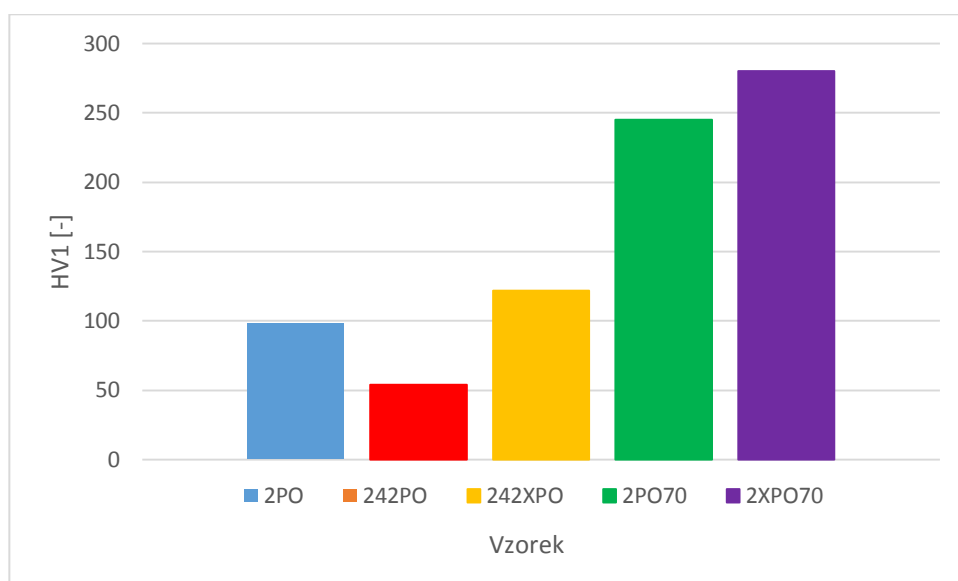
Obr. 9.47 znázorňuje průměrnou tvrdost vzorků. Lze vyčíst, že HCM polotovar má po deformaci za tepla nižší tvrdost. Vzorky 242PO a 2PO70 mají podobnou tvrdost

a vzorky 242XPO a 2XPO70 po vytvrzení mají také tvrdost podobnou a přibližně dvojnásobnou oproti nevytvrzeným stavům.

9.3.2 Mikrotvrdost jemnozrné povrchové vrstvy

Značení	Varianta	Naměřené hodnoty	Průměrná hodnota	Směrodatná odchylka
		HV 0,1 [-]		
2PO	Litý stav	93	98	3.88
		101		
		93		
		102		
		99		
242PO	Deformace 40 + 20 %	56	54	2.48
		58		
		53		
		53		
		51		
242XAPO	Deformace 40 + 20 %	117	122	5.37
		120		
		125		
		117		
		131		
2PO70	Deformace 70 %	218	245	20.84
		252		
		245		
		232		
		280		
2XPO70	Deformace 70 %	258	280	17.09
		297		
		292		
		260		
		292		

Tab. 9.3 Parametry a naměřené hodnoty mikrotvrdosti jemnozrné povrchové vrstvy



Obr. 9.44 Průměrná mikrotvrdość jemnozrnné povrchové vrstvy dle Vickerse

Z obr. 9.48 lze vyčíst následující skutečnosti:

Povrchové vrstvy vzorků 242PO a 2PO70 mají stejnou tvrdost, jako jejich průměrné hodnoty tvrdosti v průřezu dle (tab. 9.2). To je v souladu s obrázky jejich mikrostruktury (obr. 9.6 a 9.10), které znázorňují, že tyto vzorky nemají jemnozrnnou strukturu na povrchu. Na vzorcích tedy nebyla měřena tvrdost vysoce jemnozrnné struktury, ale homogenní část vzorků.

U vzorků 2PO, 2PO70 a 2XPO70 došlo k výraznému nárůstu tvrdosti povrchové vrstvy v porovnání s jejich průměrnou hodnotou v průřezu. (tab. 9.2)

Tvrdość jemnozrnné vrstvy vzorku 2PO70 vzrostla po tepelném zpracování (vzorek 2XPO70).

10. Závěr

V diplomové práci bylo hodnoceno pět vzorků vyrobených metodou horizontálního kontinuálního lití (HCM). Vzorky byly nejdříve pěstovány za tepla s různým stupněm deformace a následně byly některé i tepelně zpracovány.

Cílem práce bylo zhodnotit vliv teploty a deformace na odpevňovací procesy slitiny EN AW 6082. Hodnocena byla především deformace zrna, velikost rekrystalizace a tvrdost vzorků na povrchu i v jádře. Experimentální metody použité v praktické části jsou světelná mikroskopie, EBSD a zkouška tvrdosti podle Vickerse.

Pomocí Světelné mikroskopie lze pozorovat na hraně vzorků 2PO, 2PO70 a 2XPO70 vysoce jemnozrnnou strukturu, která vznikla technologií HCM. U vzorků 242PO a 242XPO se tato vrstva nenachází. Byla zřejmě odstraněna při špatném postupu při metalografickém výbrusu. Na výchozím vzorku 2PO lze pozorovat líčí dendritickou strukturu. Po pěstování za tepla došlo k částečné rekrystalizaci struktury za vzniku nových zrn.

EBSD metoda ukázala, že vzorky (242PO a 242XPO,) které byly pěstovány za tepla nejdříve deformací o velikosti 40 % a následně 20 % mají rozdílnou strukturu zrn na povrchu a v jádře. V jádře jsou zrna jemnější a protáhlejší ve směru deformace. Vzorek pěstovaný za tepla o velikosti deformace 70 % má podobnou strukturu na povrchu i v jádře.

Snímky stejných vzorků ze světelné mikroskopie a EBSD mají v některých případech odlišné výsledky. To je způsobeno limity světelné mikroskopie, která nedokáže odlišit hranice zrn a subzrn.

Zkouška mikrotvrdosti dle Vickerse ukázala, že tvrdost v celém průřezu je u všech vzorků konstantní. Pouze velice jemnozrnná vrstva na povrchu vzorků, o tloušťce několika desítek mikrometrů, vykazuje mnohem vyšší tvrdost v porovnání s průřezem. Vzorek bez pěstování 2PO má v porovnání se vzorky po pěstování za tepla 242PO a 2PO70 vyšší tvrdost. Pěstované vzorky za tepla mají velmi podobnou tvrdost bez ohledu na způsob deformace. Po tepelném zpracování vytvrzením došlo k výraznému nárůstu tvrdosti všech tepelně zpracovaných vzorků.

Seznam použité literatury

- [1] MICHNA, Štefan. *Encyklopedie hliníku*. Děčín: Alcan Děčín Extrusions, 2005. ISBN 80-89041-88-4.
- [2] ROUČKA, Jaromír. *Metalurgie neželezných slitin*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004. ISBN 80-214-2790-6.
- [3] VOJTĚCH, Dalibor. *Kovové materiály*. Praha: Vydavatelství VŠCHT, 2006. ISBN 80-7080-600-1.
- [4] ČIŽMÁROVÁ, Elena a Jana SOBOTOVÁ. *Nauka o materiálu I. a II.: cvičení*. V Praze: České vysoké učení technické, 2014. ISBN 978-80-01-05550-2.
- [5] JANOVEC, Jiří, Petr ZUNA a Karel MACEK. *Fyzikální metalurgie*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2004. ISBN 80-01-02935-2.
- [6] BENEŠOVÁ, Soňa a Vladimír BERNÁŠEK. *Technologie tváření*. Plzeň, 2014. ISBN 978-80-261-0449-0.
- [7] SCHINDLER, Ivo a Petr KAWULOK. *Deformační chování materiálů*. Ostrava, 2013. ISBN 978-80-248-3361-3.
- [8] MACEK, Karel a Petr ZUNA. *Strojírenské materiály*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2003. ISBN 80-010-2798-8.
- [9] ZRNÍK, Jozef a Vladimír BERNÁŠEK. *Evropská strategie výrobních procesů*. Ostrava: Repronis, 2007. ISBN 978-80-7329-153-2.
- [10] VODÁREK, Vlastimil. *Metody studia struktury: učební text* [online]. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2012 [cit. 2020-07-28]. ISBN 978-80-248-2559-5.
- [11] Mikroskopie pro procházející světlo. *Wikiskripta* [online]. [cit. 2020-07-28]. Dostupné z:
https://www.wikiskripta.eu/w/Mikroskopie_pro_procházející_světlo
- [12] VLACH, Bohumil a Rudolf FORET. *Mechanické vlastnosti pevných látek (zejména kovů)* [online]. Brno: Ústav materiálových věd a inženýrství, FSI VUT Brno [cit. 2020-07-28]. Dostupné z:
https://www.sci.muni.cz/chemsekce/c8870/pdf/Uloha12_mechan_vl.pdf

- [13] DOLEŽAL, Pavel a Bohumil PACAL. *Hodnocení mikrotvrdości struktur materiálů* [online]. [cit. 2020-07-28]. Dostupné z:
<https://dspace.tul.cz/bitstream/handle/15240/149104/Mikrotvrдост.pdf?sequence=11&isAllowed=y>
- [14] MACEK, Karel a Petr ZUNA. *Nauka o materiálu* [online]. Praha: České vysoké učení technické, 1996 [cit. 2020-07-28]. ISBN 80-010-1507-6.
- [15] TOTTEN, George. *Handbook of Aluminum*. New York, 2003. ISBN 0-8247-0494-0.
- [16] Aluminum and Aluminum Alloys. *Understanding the Basics* [online]. ASM International, 2001, s. 351-416 [cit. 2020-07-29]. ISBN doi 10.1361/autb2001p351. Dostupné z:
<https://materialsdata.nist.gov/bitstream/handle/11115/173/Aluminum%20and%20Aluminum%20Alloys%20Davis.pdf>
- [17] EN AW-6082 (AlSi1MgMn). *Proal.cz* [online]. [cit. 2020-07-28]. Dostupné z: <https://proal.cz/hlinik/slitiny-hliniku/en-aw-6082/>
- [18] ALLOY DATA SHEET EN AW-6082 [AlSi1MgMn]. <https://www.nedal.com/> [online]. 2005 [cit. 2020-07-28]. Dostupné z: <https://www.nedal.com/wp-content/uploads/2016/11/Nedal-alloy-Datasheet-EN-AW-6082.pdf>
- [19] Hliník. *Prvky.com* [online]. [cit. 2020-07-28]. Dostupné z: <http://www.prvky.com/13.html>
- [20] PROCHÁZKA, Tom. *Vliv opakované deformace na rekrytalizaci Al slitiny 6082* [online]. Praha, 2019 [cit. 2020-07-28]. Dostupné z: <https://dspace.cvut.cz/handle/10467/85073>. Diplomová práce. ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE.
- [21] DRÁPALA, Jaromír. *RŮST KRYSTALŮ V PEVNÉ FÁZI – METODY REKRYSTALIZACE* [online]. Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, 2006 [cit. 2020-07-28]. Dostupné z: https://csacg.fzu.cz/func/viewpdf.php?file=2006_9Drapala.pdf

- [22] VĚCHET, Stanislav a Karel NĚMEC. Tepelné zpracování ocelí. : *slideplayer.cz* [online]. [cit. 2020-07-28]. Dostupné z: <https://slideplayer.cz/slide/2810347/>
- [23] VODÁREK, Vlastimil. *METODA EBSD V ŘÁDKOVACÍ ELEKTRONOVÉ MIKROSKOPII* [online]. VŠB-Technická Univerzita Ostrava: Ostrava, 2010 [cit. 2020-07-28]. Dostupné z: https://csacg.fzu.cz/func/viewpdf.php?file=2010_39Vodarek.pdf
- [24] VOLODARSKAJA, A.: Využití metody EBSD při studiu struktury moderních kovových materiálů. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava - VŠB-TUO, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, 2018. 142 s. Vedoucí disertační práce prof. Ing. Vlastimil Vodárek, CSc

Seznam obrázků

Obr. 4.1 Vlevo – schéma deformace skluzem, vpravo – schéma deformace dvojčatěním, A-A rovina skluzu, B-B rovina dvojčatění, (a) – meziatomová vzdálenost v nezátížené mřížce, (F) a (τ) – působící napětí [8].....	17
Obr. 4.2 a – nedeformované zrno, b – zrno po deformaci, c – zrno po kombinované deformaci skluzem a dvojčatěním, B-B – rovina dvojčatění [8].....	18
Obr. 5.1 Schématické znázornění Frank – Readova zdroje dislokací [3].....	19
Obr. 5.2 a) Protínací a protlačovací mechanismus. b) Závislost velikosti částic na velikosti napětí pro přechod dislokací překážkami. [5].....	21
Obr. 5.3 Model Pile Up [3].....	22
Obr. 6.1 Změny meze pevnosti (R_m), meze kluzu ($R_{p0,2}$), tvrdosti (HV), tažnosti (A), elektrického odporu (ρ) při odpevnění v závislosti na teplotě (T) [5].....	23
Obr. 6.2 Schématické znázornění polygonizace a) deformovaný stav před polygonizací b) struktura po polygonizaci [1].....	24
Obr. 6.3 Rekrystalizační diagram [6].....	25
Obr. 6.4 Dynamické zotavení (1), dynamická rekrystalizace (2 a 3) [5,7].....	27
Obr. 7.1 Schématické znázornění žihání [22].....	28
Obr. 7.2 Schéma precipitačního vytvrzování slitiny AlCu ₄ . [3].....	30
Obr. 7.3 Schéma rozpadu přesyceného tuhého roztoku [4].....	31

Obr. 7.4 Závislost pevnosti, meze kluzu a tažnosti slitiny Al-Mg-Si [4]	32
Obr. 8.1 Pěchovaný vzorek se znázorněným příčným a podélným řezem [20]	34
Obr. 8.2 Sledovaná plocha a hrany [20]	35
Obr. 8.3 a) Schéma zobrazení světlého pole, b) schéma zobrazení tmavého pole, 1 – odražený paprsek, 2 – rozptýlený svazek, 3 – objektiv, 4 – osvětlovací svazek [10]	36
Obr. 8.4 Vlevo – model dvou interakcí, vpravo – model kanálování elektronů, (A) pružný rozptyl, (B) braggovská difrakce, (C) interakce kanálování elektronů [23] .	37
Obr. 8.5 Schématické znázornění zkoušky tvrdosti dle Vickerse [13]	38
Obr. 9.1 2PO, povrch, zvětšeno 300× – podélný řez	41
Obr. 9.2 2PO, povrch, zvětšeno 600× – podélný řez	41
Obr. 9.3 2PO, jádro, zvětšeno 300× – podélný řez.....	42
Obr. 9.4 2PO, jádro, zvětšeno 600× – podélný řez.....	42
Obr. 9.5 242PO, povrch, zvětšeno 300× – podélný řez	43
Obr. 9.6 242PO, povrch, zvětšeno 600× – podélný řez	44
Obr. 9.7 242PO, jádro, zvětšeno 300× – podélný řez	44
Obr. 9.8 242PO, jádro, zvětšeno 600× – podélný řez	45
Obr. 9.9 242XA, povrch, zvětšeno 300× – podélný řez	46
Obr. 9.10 242XA, povrch, zvětšeno 600× – podélný řez	46
Obr. 9.11 242XA, jádro, zvětšeno 300× – podélný řez.....	47
Obr. 9.12 242XA, jádro, zvětšeno 600× – podélný řez.....	47
Obr. 9.13 2PO70, povrch, zvětšeno 300× – podélný řez.....	48
Obr. 9.14 2PO70, povrch, zvětšeno 600× – podélný řez.....	48
Obr. 9.15 2PO70, jádro, zvětšeno 300× – podélný řez	49
Obr. 9.16 2PO70, jádro, zvětšeno 600× – podélný řez	49
Obr. 9.17 2XPO70, povrch, zvětšeno 300× – podélný řez	50
Obr. 9.18 2XPO70, povrch, zvětšeno 600× – podélný řez	51
Obr. 9.19 2XPO70, jádro, zvětšeno 300× – podélný řez.....	51
Obr. 9.20 2XPO70, jádro, zvětšeno 600× – podélný řez.....	52
Obr. 9.21 242PO povrch, orientace zrn zvětšeno 200× – podélný řez	54
Obr. 9.22 242PO povrch, zvětšeno 200× – podélný řez.....	54
Obr. 9.23 242PO jádro, orientace zrn, zvětšeno 200× – podélný řez.....	55
Obr. 9.24 242PO jádro, zvětšeno 200× – podélný řez	55

Obr. 9.25 242XPO povrch, orientace zrn zvětšeno 200× – podélný řez	56
Obr. 9.26 242XPO povrch, zvětšeno 200× – podélný řez	56
Obr. 9.27 242XPO jádro, orientace zrn zvětšeno 200× – podélný řez	57
Obr. 9.28 242XPO jádro, zvětšeno 200× – podélný řez.....	57
Obr. 9.29 2PO70 povrch, orientace zrn zvětšeno 200× – podélný řez	58
Obr. 9.30 2PO70 povrch, zvětšeno 200× – podélný řez.....	58
Obr. 9.31 2PO70 jádro, orientace zrn, zvětšeno 200× – podélný řez.....	59
Obr. 9.32 2PO70 jádro, zvětšeno 200× – podélný řez	59
Obr. 9.33 2XPO70 povrch, orientace zrn zvětšeno 200× – podélný řez	60
Obr. 9.34 2XPO70 povrch, zvětšeno 200× – podélný řez	60
Obr. 9.35 2XPO70 jádro, orientace zrn zvětšeno 200× – podélný řez	61
Obr. 9.36 2XPO70 jádro, zvětšeno 200× – podélný řez.....	61
Obr. 9.37 Síť vtisků při měření průběhu mikrotvrdosti vzorku 2PO	63
Obr. 9.38 Průběh mikrotvrdosti vzorku 2PO	63
Obr. 9.39 Průběh mikrotvrdosti vzorku 242PO	64
Obr. 9.40 Průběh mikrotvrdosti vzorku 242XPO	64
Obr. 9.41 Průběh mikrotvrdosti vzorku 2PO70	65
Obr. 9.42 Průběh mikrotvrdosti vzorku 2XPO70.....	65
Obr. 9.43 Průměrná mikrotvrdost v průřezu dle Vickerse	66
Obr. 9.44 Průměrná mikrotvrdost jemnozrné povrchové vrstvy dle Vickerse.....	68

Seznam tabulek

Tab. 2.1 Fyzikální vlastnosti hliníku [1].....	10
Tab. 3.1 Rozdělení slitin hliníku pro tváření dle normy EN 573-1 [1].....	13
Tab. 3.2 Tuhé fáze vyskytující se v systému Al – Mg – Si včetně teploty tavení [1] 14	
Tab. 3.3 Legující prvky slitin pro tváření řady 6000 [1].....	15
Tab. 3.4 Chemické složení slitiny EN AW 6082 dle normy EN 573-3 [18]	16
Tab. 3.5 Tepelné zpracování a mechanické vlastnosti slitiny EN AW 6082 [17]	16
Tab. 6.1 Vliv stupně čistoty hliníku na rekrytalizační teplotu. [21].....	26
Tab. 8.1 Přehled použitých vzorků, včetně typu deformace a tepelného zpracování [20]	
.....	33
Tab. 9.1 Přehled zkoumaných vzorků	40

Tab. 9.2 Varianty a naměřené hodnoty průběhu mikrotvrdosti vzorků	66
Tab. 9.3 Parametry a naměřené hodnoty mikrotvrdosti jemnozrné povrchové vrstvy	67