

VPLYV TECHNOLOGIÍ TVÁRNENIA NA VÝVOJ ŠTRUKTÚRY A VLASTNOSTÍ AlMgSi ZLIATINY

Zrník J.^{1,2}, Nový Z.², Kvačkaj T.¹, Bernášek V.³, Kešner D.², Slámová M.⁴

¹ Hutnícka fakulta, Technická univerzita v Košiciach, Košice, Slovensko

² Comtes FHT, Plzeň, Česká republika

³ Západočeská univerzita v Plzni, Česká republika

⁴ VÚK Panenské Břežany, Česká republika

INFLUENCE OF DEFORMATION PROCESSING ON STRUCTURE AND PROPERTIES DEVELOPMENT OF AlMgSi ALLOY

Zrník J.^{1,2}, Nový Z.², Kvačkaj T.¹, Bernášek V.³, Kešner D.², Slámová M.⁴

¹ Faculty of Metallurgy, Technical University in Košice, Košice, Slovakia

² Comtes FHT, Plzeň, Czech Republic

³ Západočeská univerzita v Plzni, Czech Republic

⁴ VÚK Panenské Břežany, Czech Republic

Abstract

Effect of hot and cold plastic deformations on course of recrystallization annealing process for continual casting AlMgSi1 alloy was analyzed. The first hot deformation at 500°C was performed in order to break off the as-cast structure. Upsetting and spreading were chosen to carry out the hot deformation regimes. Cold deformations included upsetting and direct extrusion, for those resort recrystallization annealing, were realized after hot deformation. The recrystallization course of deform structure was controlled by temperature and annealing time. The samples after heat treatment were processed by severe plastic deformations (SPD) in equal-channel angular pressing (ECAP) die as well. Intensity of severe plastic deformations was determined by number of passes realized in ECAP die. The results of metallographic analyses shown, that final recrystallized structure and her achievement homogeneity in cross section are depended on step deformation applicated to billet as-cast structure and on the distribution mode of intermetallic phases in matrix. The results on experimental works confirmed, that homogeneous recrystallized structure through out specimen volume is strongly limited by extend of breaking off as-cast structure by severe plastic deformation introduction. The best results on transformation of bars as-cast structure were achieved by recrystallization when only cold direct extrusion was realized. In case of ECAP deformation the homogeneous recrystallized structure was achieved in specimen if number of passes was equal or higher of 3. This number of pass respond to strain $\varphi = 6,8$.

Key words: hot and cold plastic deformations, severe plastic deformations, SPD, equal-channel angular pressing, ECAP, recrystallization annealing, continual casting structure, AlMgSi1 alloy

Abstrakt

V práci je analyzovaný vplyv stupňa deformácie za tepla a za studena na priebeh rekryštalizačného procesu žihania pre kontinuálne odlievanú zliatinu AlMgSi1. Prvé deformácie boli realizované pri teplote 500°C za účelom fragmentácie liacej štruktúry. Deformácie

zahrňovali pechovanie a predlžovanie. Nasledovali deformácie za studena pechovaním a dopredným pretlačovaním po ktorých nasledovalo rekryštalizačné žihanie. Priebeh rekryštalizácie deformovanej štruktúry bol riadený teplotou a dobou žihania. Vzorky po doprednom pretlačovaní a tepelnom spracovaní boli ďalej spracované ťažkými plastickými deformáciami v ECAP zápustke za účelom dosiahnutia extrémnych deformácií vo vzorkách. Veľkosť výsledných extrémnych plastických deformácií závisela od počtu prechodov cez ECAP zápustku. Výsledky metalografickej analýzy ukázali, že výsledná rekryštalizovaná štruktúra a jej dosiahnutá homogenita po priereze je závislá od rozsahu a homogenity deformácie liatej štruktúry čapu a v značnej miere je modifikovaná aj distribúciou intermetalických fáz vylúčených v matici. Realizovaný experiment potvrdil, že homogénna rekryštalizovaná štruktúra v celom priereze, môže byť dosiahnutá len po rozbití liatej štruktúry zliatiny v dôsledku jej výrazného predeformovania. Ak po plastických deformáciách za tepla bolo realizované prietlačné lisovanie za studena, tak boli dosiahnuté najlepšie výsledky v rekryštalizácii. V prípade extrémneho pretvárania liatej štruktúry procesom ECAP, homogénna rekryštalizovaná štruktúra bola dosiahnutá až po treťom prechode vzorky cez uhlový kanál zápustky. Takáto aplikovaná deformácia odpovedá stupňu pretvárania $\varphi = 6,8$.

1. Úvod

Lahké zliatiny, zvlášť zliatiny na báze Al, majú široké použitie pre simulovanie nových postupov a technológií a to hlavne v ich asociácii s automobilovým a leteckým priemyslom [1], [2]. Z tohto dôvodu, od poznania vzájomného vzťahu technológia spracovania – štruktúra -vlastnosti Al zliatin, sa očakáva zlepšenie ich plastických a mechanických vlastností.

Podmienkou uniformity vlastností Al zliatin je ich homogénna štruktúra, ktorá sa dosiahne v objeme výrobku len kombináciou tvárnenia a rekryštalizačného žihania. Zabezpečenie rovnomernej štruktúry po tvárnení polotovaru s liacou štruktúrou závisí od použitej technológie tvárnenia a požadovanej tvarovej komplexnosti výrobku. Vytváranie novej štruktúry po tvárnení je závislé od primárnej liatej štruktúry, od aplikovaných deformačných podmienok a od podmienok post-deformačného spracovania hotového výrobku.

Pri využívaní procesu deformácie na modifikovanie štruktúry je známy fakt, že od stupňa aplikovanej deformácie závisí aj rozvoj procesov rekryštalizácie.

Veľkosť zrna v štruktúre kovov a ich zliatin je možné zjemniť až pod submikroskopickú veľkosť zrna cestou pôsobenia procesov objemového tvárnenia tzv. „ťažkých plastických deformácií“ (severe plastic deformations) – SPD [4], [5]. Účelom SPD je dosiahnuť z pôvodnej štruktúry majúcej rozmery μm , výslednú štruktúru s rozmermi na úrovni nm , t.j. tzv. ultrajemných štruktúr. SPD je možné realizovať dvoma spôsobmi [6], [7]: Equal-channel angular pressing – ECAP, alebo pomocou High – pressure torsion – HTP realizovaného za vysokého tlaku.

Výsledkom pôsobenia SPD je dosiahnutie ultrajemných štruktúr po deformácii, s možnosťou ovplyvnenia pevnostných a plastických vlastností takýchto materiálov cez veľkosť zrna. Problém takýchto materiálov, je úzko spätý s udržaním ultrajemných štruktúr a teda aj vysokých mechanických a plastických vlastností, s rastúcou teplotou [8].

V príspevku sú predstavené možnosti ovplyvnenia vývoja štruktúry a vlastností v zliatine AlMgSi1 s využitím deformačných technológií umožňujúcich dosiahnuť rozdielneho stupňa deformácie liatej štruktúry za tepla a za studena v kontinuálne odliatych tyčiach. Rozdielny stupeň deformácie zliatiny bol hodnotený s ohľadom na rozvoj rekryštalizačných procesov. Pre dosiahnutie extrémneho stupňa skutočnej deformácie $\varphi = 6,8$ bola využitá metóda kanálového uhlového pretlačovania ECAP.

2. Experimentálny materiál a metodika experimentov.

Na realizáciu experimentálneho programu bola použitá zliatina AlMgSi1, ktorej chemické zloženie podľa normy DIN 1725 – 3.2315 je uvedené v **Tab.1**.

Table 1 Chemical composition of AlMgSi1 alloy

PRVOK	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
OBSAH [%]	0,70 až 1,40	0,50	0,10	0,40 až 1,20	0,70 až 1,20	0,20	0,05	zbytok

Výchozím polotovarom pre experiment bol materiál vo forme kontinuálne odliatych tyčí $\varnothing 20$ a $\varnothing 40$ mm. Liata štruktúra priečného rezu tyčí je dokumentovaná na **Fig. 1** a **Fig. 2**.

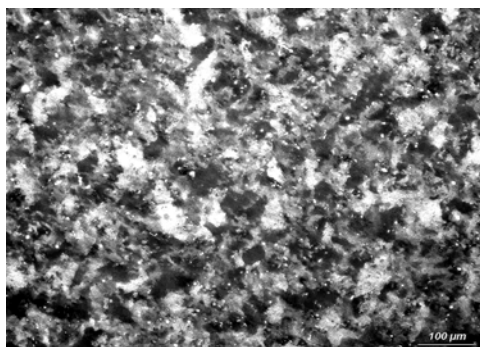


Fig.1 Casting structure of bar: $\varnothing 20$ mm

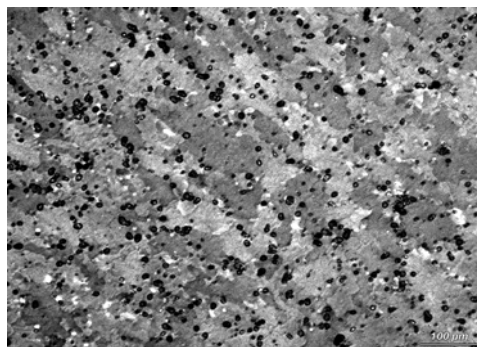


Fig.2 Casting structure of bar: $\varnothing 40$ mm

Pre termomechanické spracovanie liatych čapov boli navrhnuté nasledovné tvárniace a tepelné režimy:

- a) Tvárnenie za tepla pri 500°C: A - kombinácia pečovania + predlžovania
B - predlžovanie
- b) Tvárnenie za studena: C - voľné pečovanie: $\varphi \sim 1,2$ (stred vzorky), $\varphi \sim 0,7$ (okraj vzorky)
D - dopredné pretlačovanie: $\varphi \sim 1$ (stred vzorky) a
 $\varphi \sim 2,5$ (okraj vzorky)
- c) Kanálové uhlové pretlačovanie v ECAP jednotke.

Výchozím materiálom pre deformáciu v ECAP jednotke boli vzorky získané preddeformovaním v režimoch A a D. Vzorka A bola pred ECAP deformáciou tepelne spracovaná nasledovne:

A1. Rozpúšťacie žihanie pri $T = 540^\circ\text{C} / 4\text{h} \rightarrow \text{H}_2\text{O} \rightarrow$ starnutie pri $180^\circ\text{C} / 8\text{h} / \text{H}_2\text{O}$.

Tepelne spracovaná vzorka bola potom deformovaná v ECAP jednotke, počet prechodov $n = 1-2$. Vzorka s dvoma ECAP prechodmi bola následne rekryštalizačne žihaná a analyzovaná.

Vzorka D, dopredne pretlačovaná, s výchozím priemerom $\varnothing 10$ bola ďalej deformovaná ECAP jednotke, počet prechodov $n = 1-4$. Pre rekryštalizačné žihanie bola vybraná vzorka s počtom prechodov $n = 3$.

Podmienky rekryštalizačného žihania boli pre všetky vybrané deformované polotovary nasledovné: $T_{\text{rek}} = 320^\circ\text{C} / 2\text{h}; 400^\circ\text{C} / 2\text{h}; 500^\circ\text{C} / 2\text{h} \rightarrow \text{H}_2\text{O}$.

Po realizácii deformačných a rekryštalizačných režimov bol vývoj štruktúry analyzovaný s využitím polarizovaného svetla. Vplyv deformácie a rekryštalizácie na mechanické charakteristiky bol vyhodnotený statickou skúškou v ťahu a meraním tvrdosti podľa Brinella.

Lisovanie v ECAP jednotke bolo realizované pri teplote okolia podľa schémy uvedenej na **Fig.3**. Grafická závislosť veľkosti deformácie na počte ECAP prechodov je vyjadrená na **Fig.4**.

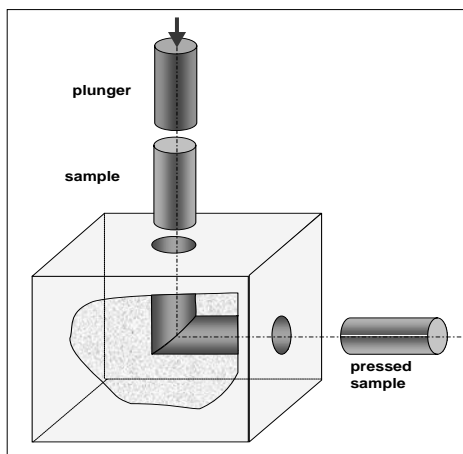


Fig.3 Scheme of ECAP

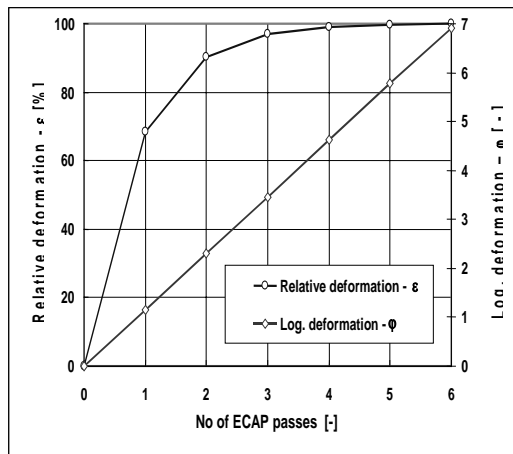


Fig.4 Deformations during ECAP

3. Výsledky experimentov a ich diskusia

3.1. Mikroštruktúrna analýza

Vplyv celkovej vloženej deformácie a charakter jej homogenity v objeme deformovaného čapu sa prejavil na kinetike a rozsahu rekryštalizačného procesu, čo potvrdila aj mikroštruktúrna analýza realizovaná pomocou svetelnej mikroskopii. Rozdiely vo vývoji rekryštalizovanej štruktúry pre tvárniace podmienky boli zjavné.

3.1.1. Tvárnenie za tepla a rekryštalizačné žihanie. Režim A a B.

riebeh rekryštalizačného procesu a vývoj štruktúry v polotovare, v prípade oboch aplikovaných režimov TMS bol riadený veľkosťou deformácie a podmienkami rekryštalizačného žihania už počas mezhohrevov tvárneného čapu. Výsledná štruktúra vzorky, po aplikácii deformačného režimu A, bola úplne rekryštalizovaná, ale vyznačovala sa výraznou heterogenitou tvaru a veľkosti zrna v strede a po okrajoch pretváraného hranola, **Fig.5**. a **Fig. 6**. V jednotlivých zrnách boli pozorované deformačné pásy.

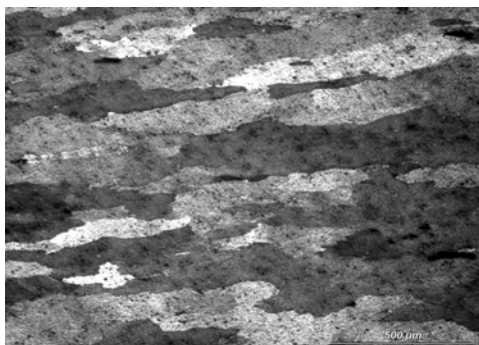


Fig. 5 Structure in edge bar part A.

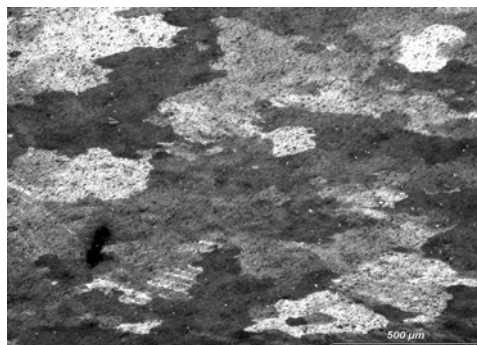


Fig.6 Structure in central bar part A.

V prípade deformačného procesu realizovaného podľa režimu B, štruktúra po priereze bola rekryštalizovaná neúplne. Zatiaľ čo v strede deformovaného polotovaru rekryštalizácia prebehla čiastočne, **Fig.7**, na okrajoch bol zachovaný deformačný (riadkovitý) charakter štruktúry s náznakom rekryštalizovaných zŕn v objeme niektorých deformovaných zŕn, **Fig.8**.

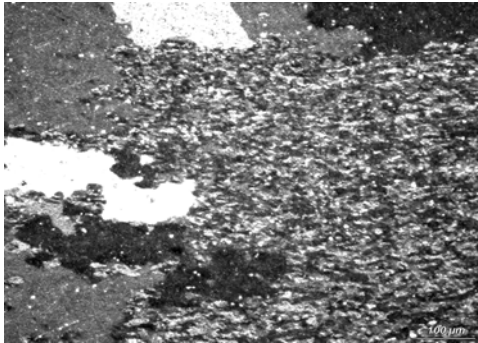


Fig.7 Structure in central bar part B

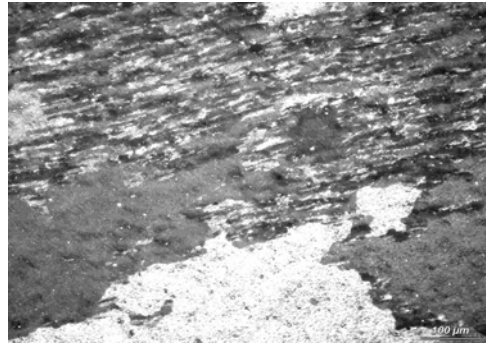


Fig.8 Patial recrystallization grains - B

V niektorých, hlavne v predĺžených rekryštalizovaných zrnách, boli stále prítomné deformačné pásy. Vplyv rekryštalizačného žihania sa čiastočne prejavil na vývoji štruktúry u polotovaru deformovaného režimom B, hlavne po žihaní pri vyšších teplotách pri 400°C a 500°C. V deformácii predĺžených zrnách a v strednej časti prierezu, pri veľkých zrnách boli pozorovateľné nové drobné rekryštalizované zrná, **Fig.7**.

3.1.2. Pechovanie a dopredné pretláčovanie za studena a rekryštalizačné žihanie. Režim C.

Použitie režimov deformácie za studena t.j. voľné pechovanie a dopredné pretláčovanie, modifikovali liacu štruktúru čapu výraznejším spôsobom ako predchádzajúce režimy spracovania, pričom vytvorili v ňom taký deformačný stav, ktorý umožnil veľmi intenzívny priebeh rekryštalizačných procesov. Priebeh a výsledok rekryštalizačného procesu bol však riadený rozložením deformácie dosiahnutej v objeme spracovaného polotovaru. Rozloženie efektívnych deformácií v priečnom priereze vzoriek pre rôzne aplikácie režimov plastických deformácií je dokumentované na **Fig.9**, ako výsledok matematických simulácií procesov pomocou MKP.

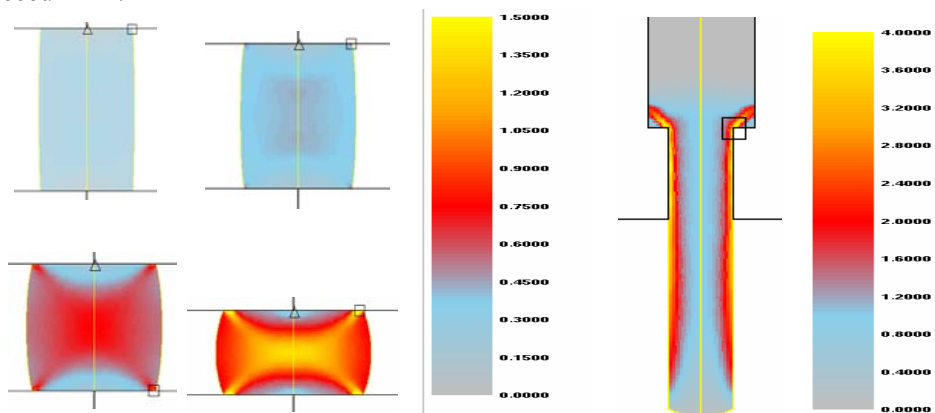


Fig.9 Effective deformations during cold upsetting and direct extrusion of billet

V prípade pečovania bola dosiahnutá najvyššia efektívna deformácia v strede a v rohoch vzorky $\varphi \sim 1.3$. U pretláčaných vzoriek najvyššia efektívna deformácia bola na okraji tyčky $\varphi \sim 2.5$, v stredovej časti vzorky bola efektívna deformácia $\varphi \sim 1.0$. Efektívna deformácia v priereze vzoriek bola riadiacim faktorom pre vývoj rekryštalizovanej štruktúry, ako aj pre dosiahnutie uniformity efektu rekryštalizačného procesu. Numerické simulácie deformačných procesov predstavujú vhodnú podpornú metodiku k predikcii priebehu rekryštalizačných dejov, čo potvrdila aj mikroskopická analýza štruktúr.

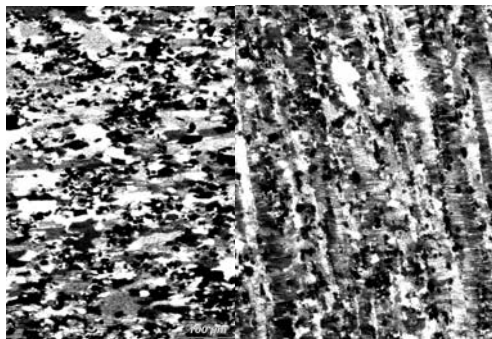


Fig.10 Recrystallized structures in central and edge parts of sample

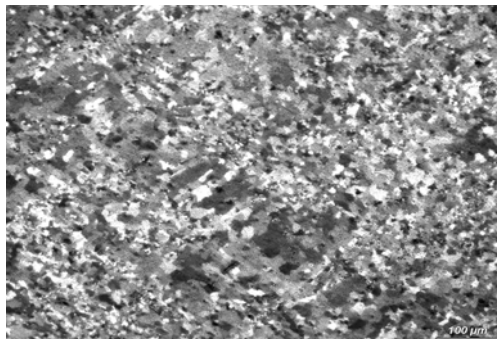


Fig.11 Micrograph of grain size heterogeneity in ECAP specimen

Štruktúra po rekryštalizačnom žíhaní v pečovacom čape sa vyznačovala značnou heterogenitou rekryštalizovanej štruktúry po priereze, v závislosti od rozloženia a rozsahu deformácie. V kontaktnej oblasti kovadla so vzorkou sa zachovala, pre všetky rekryštalizačné teploty, liaca riadkovitá štruktúra čapu modifikovaná vylúčenými intermetalickými časticami po okrajoch riadkov. V okrajových zónach súdku vzorky sa zachovala riadkovitá štruktúra, s iniciáciou rekryštalizácie, **Fig. 10**. V objeme zrn je však možno stále pozorovať prítomnosť deformačných pásov. Rast zrna je výrazne lokalizovaný v rozsahu šírky riadkov. V strednej časti deformovaného čapu bola rekryštalizovaná štruktúra uniformná a nevykazovala žiadnu texturovanosť, **Fig.10**. Zvyšovaním teploty rekryštalizácie sa minimalizoval vplyv riadkovitosti na usmernený rast zrna v rozsahu šírky pásov pri okrajoch a postupne sa regenerovali aj deformačné prejavy vo vnútri zrn. Po rekryštalizačnom žíhaní pri 500°C mala štruktúra polyedrický charakter po celom priereze vzorky. Rozdielny stupeň deformácie po priereze čapu sa prejavil heterogenitou veľkosti zrna v strede a na jeho okraji.

3.1.3. Kanálová uhlová deformácia. Režim A + A1.

Extrémne predeformovanie za tepla tvárneného polotovaru režimom A1 sa prejavilo aj na priebehu rekryštalizácie. Heterogenita plastickej deformácie po dvoch deformačných prechodoch, podmienila v priereze vzorky tvorbu heterogenity rekryštalizovaných zrn v lokálnych oblastiach pri povrchu a v strede vzorky. Odpovedajúci stupeň skutočnej deformácie $\varphi = 2$, dosiahnutý po dvoch deformačných prechodoch v ECAP jednotke, nevytvoril homogénne deformovanú štruktúru v celom priereze vzorky. Výsledkom bolo, že v žiadnom režime rekryštalizačného žíhania nebola dosiahnutá uniformita rekryštalizačnej štruktúry, **Fig.11**. Výsledná rekryštalizovaná štruktúra však mala najjemnejšie zrno. Homogénna rekryštalizovaná štruktúra bola dosiahnutá až po treťom prechode ECAP záпустke.

3.1.4. Pretláčovanie za studena a rekryštalizačné žíhanie. Režim D.

Rekryštalizačný proces deformovanej štruktúry vytvorenej v priamo pretláčovanej vzorke mal niektoré charakteristické črty, ktoré mali tiež súvislosť s rozložením deformácie po priereze vzorky, tak ako to dokumentuje **Fig.9**. V okrajovej zóne vzorky, v ktorej bol vyšší stupeň deformácie súvisiaci s javom trenia na hranách, rekryštalizačný proces začal pri teplote 320°C. V stredovej časti vzorky bola deformácia materiálu nedostatočná pre začatie rekryštalizácie pri rovnakej teplote. Nižší stupeň deformácie v strede vzorky posunul začiatok rekryštalizačného procesu k vyššej teplote, t.j. na 400°C. Pri hodnotení dosiahnutej veľkosti zrna bolo konštatované, že rekryštalizovaná štruktúra nebola po priereze homogenná. Rozdielna veľkosť zrna na okraji a v stredovej časti vzorky bola značná, **Fig.12**. Výraznejší rast zrna v strede vzorky (S) oproti okraju (O) bol zapríčinený rozdielnosťou lokálnych deformácií. Teplota rekryštalizácie 500°C však už spôsobila rast zrna ako v stredovej tak okrajovej zóne vzorky.

3.1.5. Kanálová uhlová deformácia. Režim D + ECAP.

Deformácie realizované v ECAP jednotke boli použité pre dosiahnutie vyššej efektívnej deformácie vo vzorke po jej doprednom pretláčaní. Po rekryštalizačnom žíhaní nebola dosiahnutá homogenita veľkosti zrna. V tomto prípade bol pozorovaný opačný efekt rastu zrna. Jemnejšieho zrna bolo dosiahnuté v strede vzorky, **Fig. 13**.

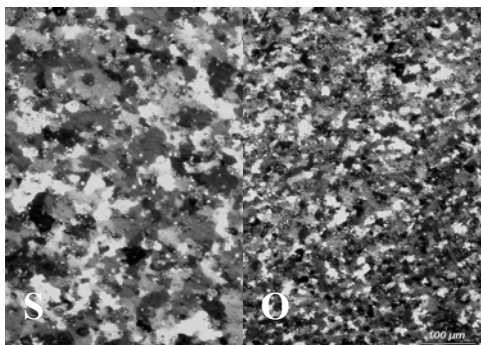


Fig.12 Heterogeneity of grain sizes in specimen cross section. Regime D

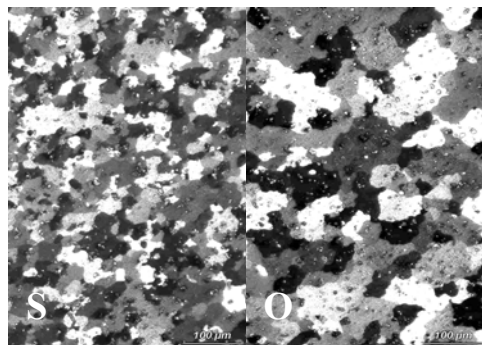


Fig.13 Heterogeneity of grain sizes across specimen after ECAP pressing

4. Statická skúška v ťahu a hodnotenie tvrdosti.

Na vybraných vzorkách bola realizovaná statická skúška v ťahu. V prípade extrémne deformovaných vzoriek boli pre ťahovú skúšku použité neštandardné rozmery ťahového telieska s meranou dĺžkou $l_0 = 15$ mm. Výsledky ťahových skúšok a tvrdosti sú uvedené v **Tab. 2**.

Table 2 Results of static tensile test and hardness

Stav	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_{10} [%]	Z_{10} [%]	HB [2,5/62,5/30]
Tvárnenny	min 130	min 70	min 12	30,3	min 35
Pretlačovanie D	374	359	8,0	27,7	103
Pretlačovanie D	376	355	7,0	25,3	104
Tvárnenie za tepla A	184	124	18,7	66,02	60,9
Tvárnenie za tepla B	162	141	15,3	68,0	48,5
ECAP pretlačovanie	208	206	9,7	51,7	60,9
ECAP	450	450	-	-	140
ECAP	482	481	-	-	142

Záver

Výsledky mikroštruktúrnej analýzy jednoznačne potvrdili, že liaca štruktúra kontinuálne odlievaných tyčí zo zliatiny AlMgSi1, silne ovplyvňuje vývoj štruktúry v tvárnených polotovaroach cez distribúciu intermetalických častíc prítomných v štruktúre. Nukleácia procesu rekryštalizácie a homogenita rekryštalizovanej štruktúry sú v priamom vzťahu s veľkosťou a homogenitou plastických deformácií aplikovaných na liacej štruktúre polotovaru.

PodĎakovanie

Práca bola realizovaná v rámci finančnej podpory projektu GAČR 106/02/1521 "Ultrajemné štruktúry v kovaných materiáloch".

Literatúra

- [1] Alcoa Technical Center, Alcoa Center, Pennsylvania, Advanced Materials & Processes, October 2002, Vol. 160, 10, 87.
- [2] Fisher J. J., Kramer L. S., Pickens J. R.: Advanced Materials & Processes, September 2002, Vol. 160, 9, 43.
- [3] Advanced Materials & Processes, SAE World Congress, July 2000, Vol. 158, 1, 46.
- [4] Segal V. M., Reznikov V. I., Dobryshevskiy A. E., Kopylov V.I.: Rus. Metall. 1, 1981, 99
- [5] Furukawa M., Nemoto M., Horita Z., Langdon T. G.: J. of Mat. Sci., 36, 2001, 2835.
- [6] Abdulov R. Z., Valiev R. Z., Krasilnikov N. A.: J. Mater. Sci. Letters, 9, 1990, 1445.
- [7] Langdon T. G., Furukawa M., Nemoto M., Horita Z.: JOM, April 2000, 30.
- [8] Park K.T., Kim Z. S., Shin D. H.: Metall. and Mat. Transactions A, 32A, 9, 2001, 2373.