

VĚDECKÉ SPISY VYSOKÉHO UČENÍ TECHNICKÉHO V BRNĚ

Edice PhD Thesis, sv. 401

ISSN 1213-4198

thesis
S
IS

Ing. Petr Král

**Vliv mikrostruktury na mechanické vlastnosti
ultrajemnozrnného hliníku a slitiny Al-0,2%Sc
po extrémní plastické deformaci (ECAP)**

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Ing. Petr Král

**VLIV MIKROSTRUKTURY NA MECHANICKÉ VLASTNOSTI
ULTRAJEMNOZRNNÉHO HLINÍKU A SLITINY Al-0,2%Sc PO
EXTRÉMNÍ PLASTICKÉ DEFORMACI (ECAP)**

EFFECT OF MICROSTRUCTURE ON THE MECHANICAL
BEHAVIOUR OF ULTRAFINE-GRAINED ALUMINIUM AND
Al-0.2%Sc ALLOY AFTER SEVERE PLASTIC DEFORMATION
(ECAP)

ZKRÁCENÁ VERZE Ph.D. THESIS

Obor: Fyzikální a materiálové inženýrství

Školitel: Prof. Ing. Václav Sklenička, DrSc.

Oponenti: Prof. RNDr. Pavel Lukáč, DrSc.
Prof. RNDr. Jan Vřešťál, DrSc.
Prof. Ing. Jiří Švejcar, CSc.

Datum obhajoby: 8. 12. 2006

KLÍČOVÁ SLOVA

Ultrajemnozrný materiál, hliník, slitina Al-0,2%Sc, creep, intenzivní plastická deformace, smyková deformace při bezkontrakčním protlačování (ECAP), difrakce zpětně odražených elektronů (EBSD)

KEY WORDS

Ultrafine-grained material, aluminium, Al-0.2%Sc alloy, creep, severe plastic deformation, equal channel angular pressing (ECAP), electron back-scatter diffraction (EBSD)

MÍSTO ULOŽENÍ PRÁCE:

Disertační práce je uložena na oddělení vědy a výzkumu
VUT FSI Brno
616 69

OBSAH

1 ÚVOD.....	5
2 SOUČASNÝ STAV ŘEŠENÉ PROBLEMATIKY	5
3 FORMULACE CÍLŮ DOKTORSKÉ PRÁCE.....	6
3.1 Cíle práce	6
4 EXPERIMENTÁLNÍ METODY A POSTUPY	7
4.1 Metoda ECAP	7
4.2 Metoda EBSD	8
4.3 Experimentální materiál	9
4.4 Postup experimentálních prací	9
5 HLAVNÍ VÝSLEDKY PRÁCE	10
5.1 Mikrostruktura hliníku a slitiny Al-0,2%Sc po ECAP deformaci	10
5.1.1 Mikrostruktura Al po ECAP deformaci	10
5.1.2 Mikrostruktura slitiny Al-0,2%Sc po ECAP deformaci	12
5.2 Výsledky mechanických a creepových zkoušek	13
5.2.1 Mechanické zkoušky.....	13
5.2.2 Creepové chování po různém počtu ECAP průchodů.....	13
5.2.3 Creepové chování při různých hodnotách aplikovaného napětí.....	15
5.3 Mikrostruktura po creepové expozici	16
5.3.1 Mikrostruktura Al po ECAP deformaci a následném creepu	16
• Analýza povrchu ECAP vzorků po creepové expozici.....	18
5.3.2 Mikrostruktura slitiny Al-0,2%Sc po ECAP deformaci a následném creepu	18
6 ZÁVĚR.....	20
7 LITERATURA	21
8 PUBLIKACE.....	22
9 CURRICULUM VITAE	26
10ABSTRACT	27

1 ÚVOD

Ultrajemnozrné (UFG-ultrafine grained materials) materiály přitahují v posledních letech velkou pozornost. Tento zájem je způsoben neobvyklými vlastnostmi, které je odlišují od ostatních polykrystalických materiálů se standardní velikostí zrna. Za UFG materiály je možné považovat materiály s velikostí zrna od 100 nm do 1000 nm [1,2]. Vlastní představa o tom co lze považovat za UFG materiál, se v jednotlivých pracích a u různých autorů značně liší.

Tato práce bude zaměřena především na polykrystalické materiály s velikostí zrna pohybující se v submikronové či mikrokrystalické oblasti. Z tohoto důvodu v dalším pojednání budeme používat termín ultrajemnozrné (UFG) materiály s ohledem na jeho univerzálnější význam [1,2].

V dnešní době existují v zásadě dva nejčastěji volené přístupy, které umožňují přípravu UFG materiálů. První přístup využívá zhotovení UFG materiálů z jednotlivých nanometrických komponent např. nanočástic. Tyto stavební jednotky jsou uspořádány do polykrystalických materiálů. V současné době je známa řada chemických a fyzikálních metod přípravy UFG materiálů [3], z nichž některé jsou již využívány průmyslově (např. prášková metalurgie). Nevýhodou tohoto přístupu je nedokonalé zhutnění a konsolidace takto vyrobených materiálů.

Druhým velmi perspektivním přístupem přípravy UFG materiálů, je využití intenzivní plastické deformace ke zjemnění struktury kovů nebo slitin o standardní velikosti zrna ($>1 \mu\text{m}$). Je známo mnoho různých postupů založených na principu tvářecích procesů, zejména válcování. Avšak nejvíce povzbudivých výsledků bylo dosaženo pouze při aplikaci intenzivní plastické deformace (severe plastic deformation, dále jen SPD technika).

UFG materiály, připravené SPD technikami, představují novou skupinu materiálů s neobvyklou strukturou a v mnoha směrech i zlepšenými mechanickými vlastnostmi ve srovnání s konvenčními polykrystalickými materiály. Vzrůstající zájem o SPD techniky ukázal možnost aplikace velmi vysokých hodnot plastické deformace kovových materiálů. Hlavní výhodou těchto metod je získání relativně rozměrných vzorků bez zbytkové porozity nejen u čistých kovů a slitin, ale také např. u křehkých intermetalik a polovodičů. Zákonitosti vzniku UFG struktury a její vliv na mechanické vlastnosti však v současnosti nejsou zcela jasně vysvětleny.

V rámci předloženého literárního rozboru bude provedeno shrnutí současných poznatků o přípravě a vlastnostech UFG materiálů, připravených SPD metodami, které bude využito k následné formulaci cílů disertační práce.

2 SOUČASNÝ STAV ŘEŠENÉ PROBLEMATIKY

V současné době je známo mnoho technik intenzivní plastické deformace [4,5,6]. Pomocí těchto technik můžeme dosáhnout skutečné deformace ~ 10 a dokonce vyšší. Aplikace SPD technik se uskutečňuje při relativně nízkých teplotách (nižších než $0,4 T_m$). Výsledná velikost zrna se zpravidla pohybuje ve stovkách nanometrů [7]. Do dnešní doby byly SPD techniky zvládnuty u širokého spektra materiálů,

počínaje čistými kovy (Al, Cu, Mg, Ni) a jejich slitinami, přes různé oceli až po částicové kompozity s kovovou maticí [8,9].

O SPD materiálech je známo, že jsou spíše nestabilní a růst jejich zrna nastává při teplotě $0,4 T_m$ a někdy i nižší [10]. Růst zrna v těchto materiálech se vyznačuje nejednotným charakterem změn ve velikosti zrna během ohřevu. UFG materiály se vyznačují superplastickým chováním při zvýšených teplotách [11]. Ve většině prací bylo pozorováno superplastické chování u slitin hliníku, které obsahovaly jemné precipitáty omezující pohyb hranic a růst zrn. Pokud je mikrostruktura dostatečně stabilní i při teplotách, kdy difúzně kontrolované procesy jsou dostatečně rychlé, je možno dosáhnout vysoké tažnosti při vysokých rychlostech deformace v materiálech, které měly před SPD pouze omezenou tažnost [12]. Experimenty ukázaly, že u slitiny Al-3Mg-0,2Sc po 8 ECAP průchodech lze dosáhnout prodloužení $\sim 2000\%$, při rychlosti deformace $\sim 3,3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ [13]. Mechanismem superplasticity byly označeny pokluzu po hranicích zrn.

Pouze několik prací [14,15] se zabývá creepovým chováním SPD materiálů za konstantního napětí. Creepové zkoušky ukazují, že rychlost creepu pozorovaná u UFG materiálů je přibližně o 2 řády vyšší než u výchozího hrubozrnného stavu. Avšak napěťové exponenty naměřené u hrubozrnného a UFG materiálu mají více méně podobné hodnoty, které naznačují, že creepovým mechanismem je pravděpodobně difúzně kontrolovaný pohyb dislokací uvnitř zrn. Zvýšený podíl velkoúhlových hranic a snížená velikost zrn u UFG materiálů způsobuje zvýšený příspěvek pokluzů po hranicích zrn k celkové creepové deformaci.

3 FORMULACE CÍLŮ DOKTORSKÉ PRÁCE

3.1 CÍLE PRÁCE

V disertační práci bude blíže studována souvislost změn mikrostruktury během intenzivní lokální plastické deformace (ECAP) se získanými mechanickými vlastnostmi ECAP hliníku a slitiny Al-0,2%Sc jak za pokojové tak za zvýšené teploty. Znalost vztahů mezi mikrostrukturou a mechanickými vlastnostmi je důležitá pro optimalizaci přípravy ECAP materiálu, neboť v současné době ještě stále není tento vztah dostatečně objasněn.

Z tohoto důvodu je pro další vývoj a širší uplatnění ECAP materiálů nutné porozumět vztahům mezi mikrostrukturou s různým stupněm deformace a dosaženými vlastnostmi těchto materiálů. Proto hlavním cílem disertační práce je systematická studie ECAP mikrostruktury čistého hliníku s různým počtem průchodů a jeho mechanického chování při zatěžování za pokojových a za zvýšených teplot. Zásadním problémem je stabilita mikrostruktury ECAP hliníku za zvýšených teplot. K rozšíření současných poznatků o tomto problému přispěje souběžná studie mikrostruktury a mechanických vlastností hliníku (99,99%)

a binární slitiny hliníku (Al-0,2%Sc), zhotovené technikou ECAP, obsahující precipitáty Al_3Sc , které stabilizují UFG mikrostrukturu.

Cíle disertační práce můžeme shrnout do následujících bodů:

- Mikrostrukturní charakterizace hliníku a jeho slitiny – výchozí stav, stav mikrostruktury po aplikaci techniky ECAP a po mechanickém zatěžování.
- Studium vztahů mezi mikrostrukturou a vybranými mechanickými vlastnostmi materiálů zhotovených metodou ECAP.
- Interpretace působících deformačních mechanismů na základě mikrostrukturních charakteristik ECAP materiálů.

4 EXPERIMENTÁLNÍ METODY A POSTUPY

4.1 METODA ECAP

Princip metody ECAP (Equal-channel angular pressing) navrhli V.M. Segal a jeho spolupracovníci [16] na začátku 80-tých let s cílem minimalizovat porozitu litého stavu materiálu. V průběhu 90-let R.Z. Valiev a jeho spolupracovníci [17] poprvé rozvinuli a aplikovali metodu ECAP jako SPD techniku pro vytvoření mikrostruktury s výskytem submikroskopické či nanometrické velikosti zrna široké škály materiálů. V posledních několika letech je technika ECAP efektivně využívána pro přípravu UFG materiálů s optimální mikrostrukturou a texturou, poskytující vyšší pevnost při nižší hmotnosti materiálu. Hlavní výhodou této techniky je zachování přibližně stejného průřezu polotovaru materiálu před a po deformaci. Předností ECAP techniky je i možnost vytvořit velký objem UFG materiálu s vyšší pevností a tažností za zvýšených teplot oproti materiálům se standardní velikostí zrna.

Tvářecí nástroj je tvořen zápustkou se dvěma protínajícími se kanály o téměř stejném průřezu. Polotovar materiálu, potřeny vhodným mazivem, je vložen do vertikálního kanálu a tlakem průtláčnicku protlačen do výstupního kanálu pod úhlem Φ . Za těchto podmínek se polotovar pohybuje kanálem jako tuhé těleso a lokálního přetváření je dosaženo intenzivní lokální smykovou plastickou deformací v průsečkové rovině kanálů. Intenzita plastické deformace je závislá na úhlu, který kanály svírají. Přednostně se používají úhly 90° , 120° a 150° , přičemž nejefektivnější deformace je dosaženo při úhlu 90° [17]. V tomto případě je ekvivalentní deformace ~ 1 bez redukce počátečního průřezu vzorku. Výhody úhlového protlačování jsou patrnější při vícenásobném průchodu materiálu zápustkou. Díky tomu, že při tváření nedochází ke změně průřezu polotovaru, lze celý proces snadno několikrát opakovat a celková dosažená úroveň deformace odpovídá příslušnému počtu průchodů.

Při vícenásobných průchodech lze dosáhnout velmi velkých efektivních deformací v objemu materiálu. Je zde rovněž řada možností pro vytvoření různých struktur a textur u stejného materiálu modifikací smykových rovin a směru smyku při průchodech. Mezi řadou možných situací lze při vícenásobných průchodech materiálu rozlišit tři význačné mezní případy v závislosti na rotaci vzorku mezi jednotlivými tvářecími operacemi [18,19,20].

4.2 METODA EBSD

EBSD (Elektron back-scatter diffraction) je technika, která umožňuje charakterizovat krystalografickou orientaci, misorientaci, texturu a stanovit velikost zrna. Krystalografické údaje se získávají z hloubky několika desítek nanometrů a proto je důležité dbát na správnou přípravu vzorku.

Pro stanovení krystalografických informací se využívá difrakce v SEM. Tyto obrazce vznikají difrakcí zpětně odražených elektronů na pravidelně umístěných rovinách v krystalu. Difraktované zpětně odražené elektrony tvoří povrchy kuželových ploch, jejichž průsečnice s fosforovým stínítkem se jeví jako čáry. Difrakce může nastat, když jsou krystalografické roviny v určité orientaci, která se řídí Bragovým zákonem $n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin \Theta$ kde:

λ - vlnová délka elektronů, která závisí na urychlovacím napětí

d - vzdálenost atomových rovin v krystalu

Θ - úhel, při kterém dochází k difrakci

n – řád difrakce a vztahuje se k počtu odražených vlnových délek

Difrakční obrazec se skládá z párů rovnoběžných čar, které se protínají v různých místech představujících krystalografické směry. Každý pár rovnoběžných čar představuje určitou krystalografickou rovinu a vzdálenost mezi nimi je nepřímo úměrná mezirovinné vzdálenosti. Dále úhly mezi jednotlivými čarami od různých rovin odpovídají úhlům mezi rovinami, protože čáry jsou rovnoběžné se stopou roviny. Tyto difrakční obrazce jsou snímány pomocí citlivé CCD kamery a řešeny pomocí programu.

Základním krokem při získávání EBSD linií v SEM je naklonění vzorku vzhledem k dopadajícímu elektronovému svazku tak, aby signál od zpětně difraktovaných elektronů byl dostatečně silný a mohl být zachycen. S ohledem na náklon vzorku jsou EBSD linie pozorovatelné už při náklonu $> 45^\circ$. Avšak jejich dráha klesá s rostoucím náklonem vzorku, což vede k lepšímu kontrastu EBSD linií [21]. Náklon vzorku $> 80^\circ$ je nepraktický, protože dochází k velké anisotropii analyzovaného objemu. Nejvýhodnější je úhel náklonu 70° , protože tato hodnota představuje dobrý kompromis s ohledem na výtěžnost zpětně odražených elektronů a anisotropii obrazu. Tento úhel je často používán jako standardní úhel náklonu pro EBSD.

4.3 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL

Zkušebním materiálem byl zvolen čistý hliník (99,99%) a slitina Al-0,2%Sc ve stavu válcovaném za tepla. Z dodaných materiálů byly nařezány hranoly o rozměrech 9,9x9,9x75 mm³ (podélná osa byla rovnoběžná se směrem válcování), které byly použity pro následné tváření metodou ECAP.

Čistý hliník ve výchozím stavu obsahoval především protažená zrna, jejichž velikost se pohybovala od 3 do 7 mm. Slitina Al-0,2%Sc obsahovala ve výchozím stavu zrna o velikosti 2 až více než 10 mm. V mikrostruktuře slitiny Al-0,2%Sc se nacházely koherentní precipitáty Al₃Sc o velikosti ~ 6 nm.

4.4 POSTUP EXPERIMENTÁLNÍCH PRACÍ

K aplikaci metody ECAP byl použit tvářecí přípravek vyvinutý a vyrobený v Ústavu fyziky materiálů AVČR v Brně. Přípravek lze, díky jeho zajímavé konstrukci, adaptovat pomocí speciálně vyvinutého stojanu na zkušební stroj Zwick. Zápustka tohoto přípravku obsahuje dva kanály protínající se pod úhlem 90°, čímž bylo dosaženo intenzivní lokální smykové plastické deformace. Protínající se kanály byly čtvercového průřezu, který je velmi výhodný z hlediska výroby plochých tahových vzorků a také rotace polotovaru mezi jednotlivými průchody. Deformace probíhala za pokojové teploty, která je pravděpodobně dostačující pro deformaci zvolených materiálů aniž by vznikaly necelistvosti a není tedy nutný ohřev zápustky.

Z důvodu snížení tření mezi materiálem a zápustkou byl polotovar před každým průchodem přes zápustku potřen mazivem na bázi MoS₂. Také rychlost protlačování polotovaru (10 mm/min) byla volena s ohledem na minimalizování možného zahřívání vzorku během protlačování.

Při vlastní extruzi byl použit procesní postup B_c, při kterém se vzorek otáčí o 90° mezi jednotlivými průchody vždy ve stejném směru rotace.

Mikrostruktura vzorků byla zkoumána pomocí světelného mikroskopu Neophot 32, rastrovacího elektronového mikroskopu (SEM) Jeol 6460 vybaveného EBSD a transmisního elektronového mikroskopu Philips CM 12.

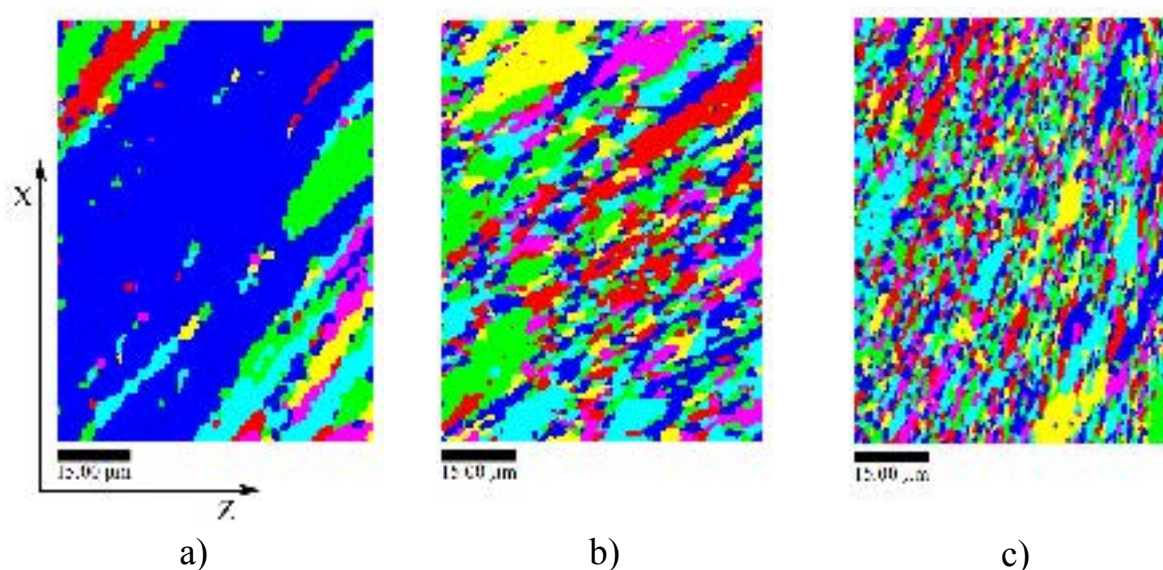
Tvrdość HV byla měřena na leštěných vzorcích při použití tvrdoměru Zwick při zatížení 1 kg po dobu 15 s. Měření probíhalo minimálně na 5 místech po celé délce podélného řezu XZ (rovnoběžný s boční stranou zápustky při výstupu ze zápustky) plochého vzorku s různým počtem průchodů a pro daný počet průchodů byla stanovena průměrná hodnota. Pro creepové a mechanické zkoušky v tahu byly použity ploché vzorky odebrané ve směru rovnoběžném s osou protlačování (řez XZ). Zkoušky v tahu byly provedeny na stroji Zwick 020 za pokojové teploty při rychlosti zatěžování 2.10⁻⁴ s⁻¹. Creepové zkoušky byly provedeny při konstantním napětí 10-50 MPa a teplotě 473 K. Ze srovnávacích důvodů byly všechny mechanické zkoušky provedeny také na hrubozrnných materiálech.

5 HLAVNÍ VÝSLEDKY PRÁCE

5.1 MIKROSTRUKTURA HLINÍKU A SLITINY AL-0,2%SC PO ECAP DEFORMACI

5.1.1 Mikrostruktura Al po ECAP deformaci

Vývoj jemnozrné mikrostruktury u čistého hliníku probíhal postupně a velmi závisel na počtu ECAP průchodů. Mikrostruktura po 1 ECAP průchodu obsahovala oblasti o podobné orientaci a bylo v ní naměřeno ~ 3% velkoúhlových hranic.



Obr. 1 Mikrostruktura hliníku (mapy zrn pro $\theta > 15^\circ$) po a) 2 , b) 4, c) 8 ECAP průchodech

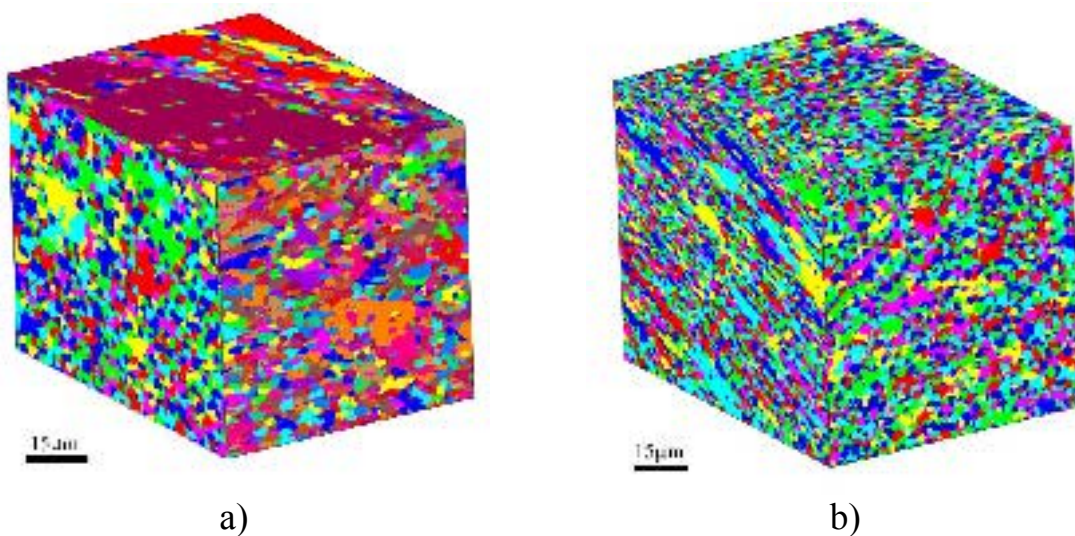
Se zvyšujícím se počtem ECAP průchodů docházelo ke snižování velikosti těchto oblastí a významnému růstu počtu velkoúhlových hranic (obr. 1,2). Tento poznatek může mít zásadní význam pro interpretaci mechanických vlastností ECAP hliníku.

Mikrostruktura po 2 ECAP průchodech obsahovala oblasti s velmi blízkou orientací, které tvořily pásy protažené v blízkosti roviny smyku. V mikrostruktuře se již ojediněle vyskytovala malá přibližně rovnoosá zrna. Po 4 ECAP průchodech mikrostruktura obsahovala větší podíl velkoúhlových hranic ve srovnání s mikrostrukturou po 2 ECAP průchodech. Avšak v mikrostruktuře se stále vyskytovaly pásy protažené ve směru smyku posledního ECAP průchodu.

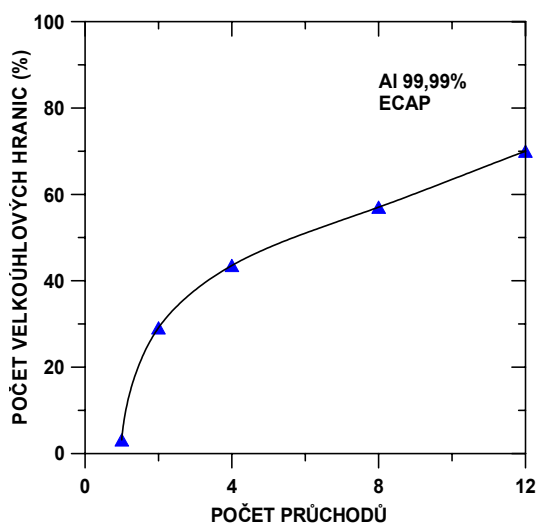
Mikrostruktura po 8 ECAP průchodech je již víceméně homogenní a obsahuje přibližně rovnoosá zrna o střední velikosti ~ 2 μm. Avšak detailní analýza mikrostruktury jednoho ECAP polotovaru provedená ve 2 různých místech ve 3 navzájem kolmých řezech ukázala, že mikrostruktura není zcela homogenní ani po 8 ECAP průchodech (obr. 3).

Po 12 ECAP průchodech došlo k dalšímu mírnému snižování střední velikosti zrna na $\sim 1,3 \mu\text{m}$ a k nárůstu počtu velkoúhlových hranic. Experimenty ukazují, že po 8 ECAP průchodech již pravděpodobně nedochází k významným změnám mikrostruktury.

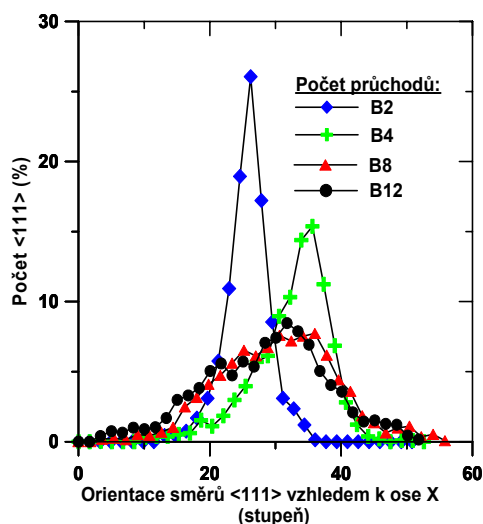
Mikrostruktury s různým počtem ECAP průchodů vykazovaly sklon orientovat směry $\langle 111 \rangle$ v blízkosti roviny smyku posledního ECAP průchodu, resp. $20\text{-}40^\circ$ k ose protlačování (obr. 4).



Obr. 3 Mikrostruktura hliníku ve 3 navzájem kolmých směrech po 8 ECAP průchodech a) místo 1, b) místo 2



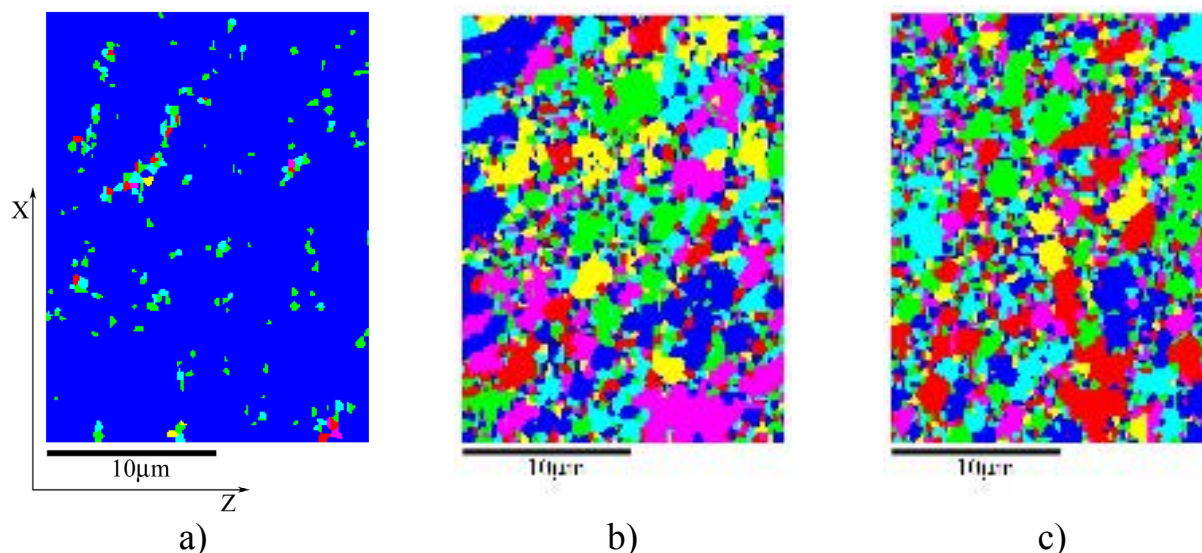
Obr. 2 Závislost počtu velkoúhlových hranic na počtu průchodů



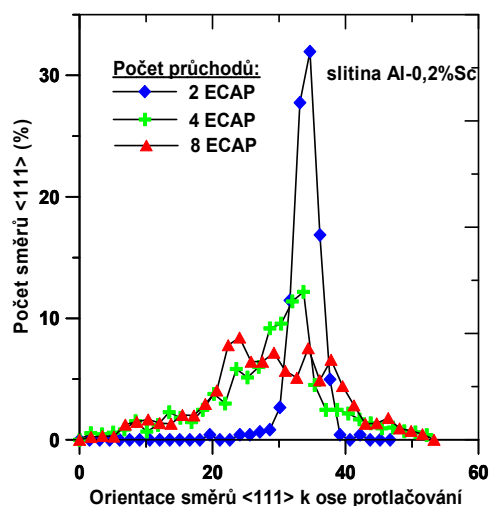
Obr. 4 Orientace směru $\langle 111 \rangle$ po ECAP deformaci vzhledem k ose X

5.1.2 Mikrostruktura slitiny Al-0,2%Sc po ECAP deformaci

Mikrostruktura slitiny Al-0,2%Sc po 1 a 2 ECAP průchodech (obr. 5a) obsahuje mnoho oblastí s podobnou orientací, které tvoří pásy svírající s osou protlačování úhel $\sim 30^\circ$. Mikrostruktura je heterogenní a lze v ní najít malá zrna o velikosti $\sim 0,5-2 \mu\text{m}$. V mikrostruktuře po 1 a 2 ECAP průchodech bylo naměřeno $\sim 30-40\%$ velkoúhlových hranic.



Obr. 5 Mikrostruktura slitiny Al-0,2%Sc (mapy zrn pro úhel misorientace $\theta > 15^\circ$) po a) 2 , b) 4, c) 8 ECAP průchodech



Obr. 6 Orientace směrů $\langle 111 \rangle$ po ECAP deformaci vzhledem k ose X

Mikrostruktura po 4 ECAP průchodech je víceméně homogenní a skládá se z přibližně rovnoosých zrn o velikosti $\sim 0,75 \mu\text{m}$ (obr. 5b).

V mikrostruktuře bylo naměřeno ~82% velkoúhlových hranic. Po 8 ECAP průchodech je mikrostruktura přibližně homogenní a obsahuje zrna o střední velikosti ~0,65 μm (obr. 5c). V mikrostruktuře bylo naměřeno ~90% velkoúhlových hranic.

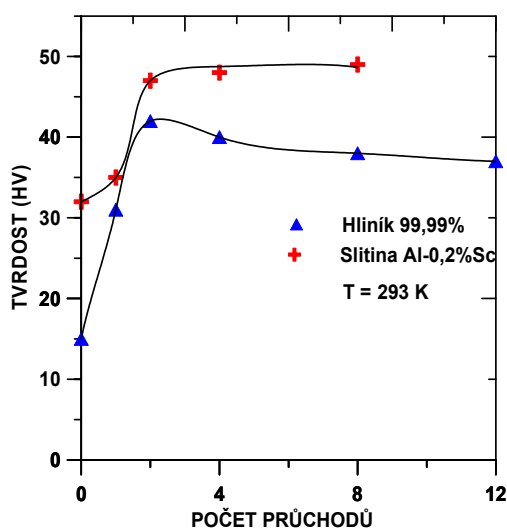
Velikost zrn a počet hranic má, vzhledem k omezené rozlišovací schopnosti metody EBSD, spíše pouze informativní charakter (nemusí být zcela přesný) a slouží spíše k popisu obecných tendencí mikrostruktury.

Mikrostruktury ECAP vzorků s různým počtem ECAP průchodů vykazovaly sklon orientovat směry <111> mezi úhlem 20-40° vzhledem k ose protlačování (obr. 6).

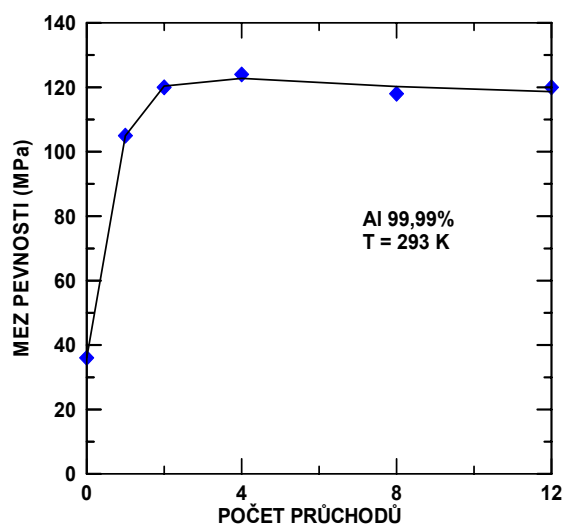
5.2 VÝSLEDKY MECHANICKÝCH A CREEPOVÝCH ZKOUŠEK

5.2.1 Mechanické zkoušky

Technika ECAP vede k významnému zvýšení tvrdosti a meze pevnosti čistého hliníku především po 1 a 2 ECAP průchodech (obr. 7,8). S dalšími ECAP průchody dochází k postupnému mírnému snižování tvrdosti a meze pevnosti. Slitina Al-0,2%Sc vykazuje největší nárůst tvrdosti po 1 a 2 ECAP průchodech a s dalším zvyšováním počtu průchodů již nedochází k podstatnému zvýšení tvrdosti (obr. 7).



Obr. 7 Vliv počtu ECAP průchodů na tvrdost (HV)

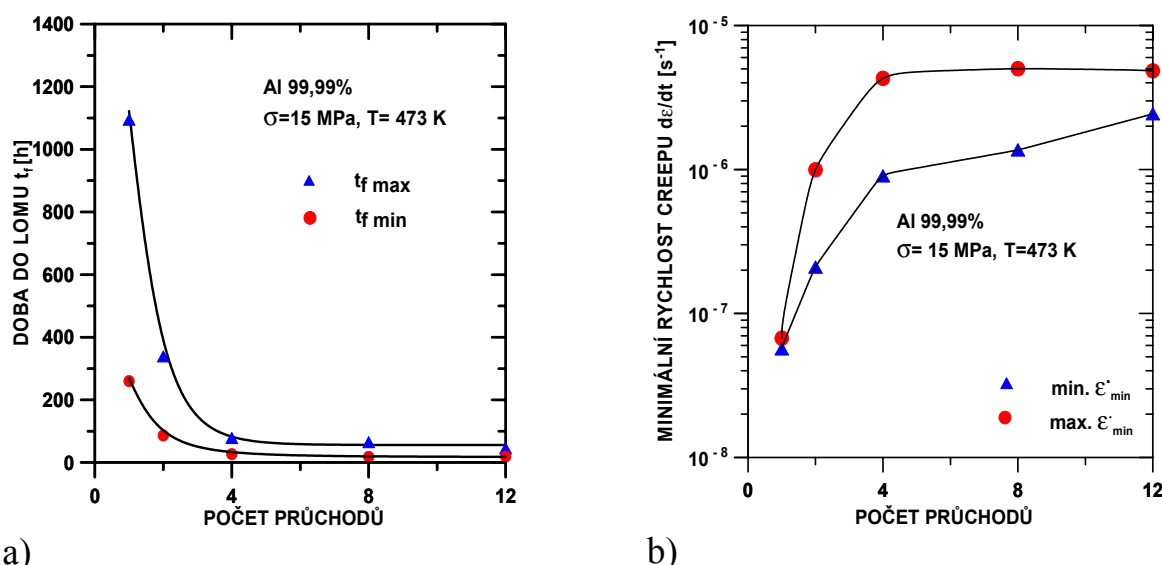


Obr. 8 Vliv počtu ECAP průchodů na mez pevnosti R_m

5.2.2 Creepové chování po různém počtu ECAP průchodů

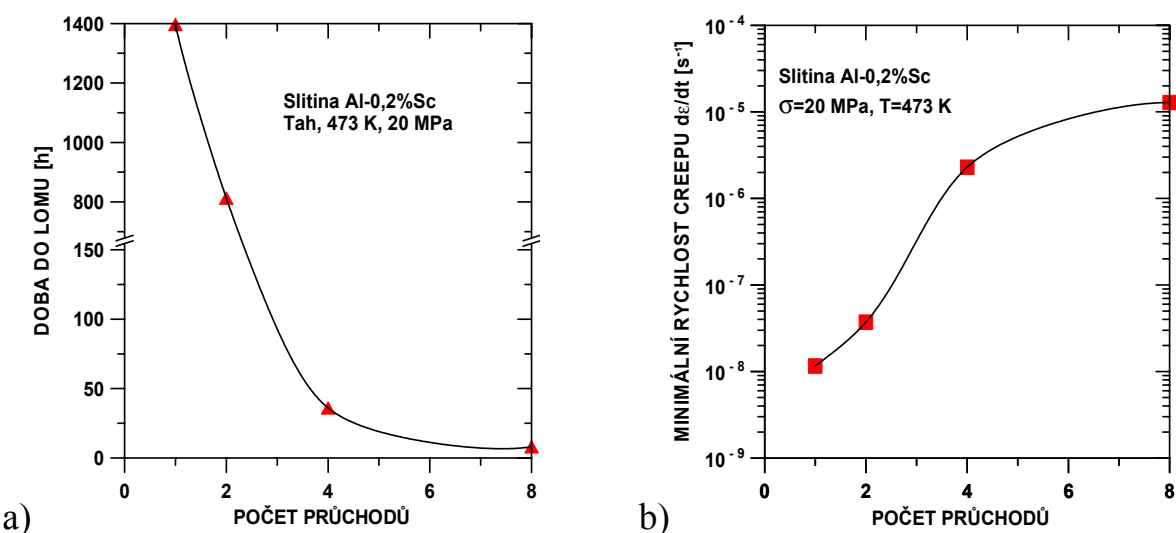
Z porovnání doby do lomu v závislosti na počtu průchodů vyplývá, že po aplikaci metody ECAP vykazují oba materiály nejvyšší životnost po 1 ECAP průchodu a s dalším zvyšováním počtu průchodů dochází k poklesu creepové odolnosti (obr. 9a, 10a). Creepová odolnost slitiny Al-0,2%Sc je významně ovlivněna

přítomností koherentních nano Al_3Sc precipitátů, které významně omezují pohyb dislokací a růst zrna při creepové expozici. Četné creepové zkoušky odhalily 2 až 3 násobný rozptyl creepových vlastností za stejných podmínek zatěžování u ECAP vzorků čistého hliníku se stejným počtem průchodů (obr. 9).



Obr. 9 Vliv počtu ECAP průchodů na a) dobu do lomu, b) minimální rychlost creepu ECAP hliníku

U obou materiálů došlo k největším změnám creepové odolnosti a minimální rychlosti creepu během prvních čtyřech průchodů (obr. 9,10). U slitiny Al-0,2%Sc po 4 ECAP průchodech byla pozorována skoková změna creepového chování (doba do lomu klesla z ~ 800 hod. na ~ 36 hod.).



Obr. 10 Vliv počtu ECAP průchodů na a) dobu do lomu, b) minimální rychlost creepu slitiny Al-0,2%Sc po ECAPu

Ze srovnávacích důvodů byly také provedeny creepové zkoušky výchozího stavu čistého hliníku a binární slitiny Al-0,2%Sc. Hrubozrný hliník vykazoal střední dobu do lomu $\sim 1,5$ hod.. U slitiny Al-0,2%Sc byla, vzhledem k nízké rychlosti

creepu a deformaci vzorku, creepová zkouška přerušena po dosažení pravděpodobné hodnoty minimální rychlosti creepu.

5.2.3 Creepové chování při různých hodnotách aplikovaného napětí

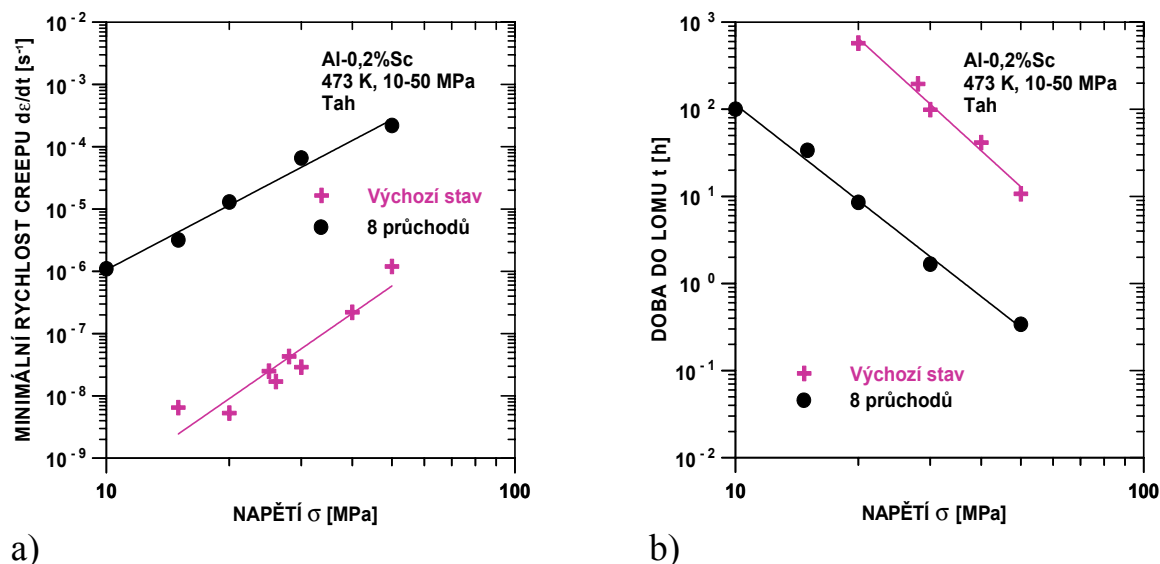
Výchozí stav a stav slitiny Al-0,2%Sc po 8 ECAP průchodech byl vystaven působení různých úrovní napětí 20-50 MPa resp. 10-50 MPa. Účelem těchto zkoušek bylo stanovení napěťového exponentu n .

Řídící mechanismy creepu jsou často určovány ze závislosti minimální rychlosti creepu $\dot{\epsilon}_m$ na napětí σ , při konstantní teplotě T a konstantní velikosti zrna d , použitím vztahu:

$$\dot{\epsilon}_m = A \cdot \sigma^n \cdot \left(\frac{1}{d}\right)^p \cdot \exp\left(\frac{-Q_c}{RT}\right) \quad (1)$$

kde A , n , p a R jsou konstanty a Q_c je aktivační energie creepu. Při nízkých až středních napětích se k popisu závislosti rychlosti creepu na napětí obvykle používá tzv. Nortonův vztah:

$$\dot{\epsilon}_m \cong A \cdot \sigma^n \quad (2)$$



Obr. 11 Napěťové závislosti a) minimální rychlosti creepu, b) doby do lomu pro výchozí materiál Al-0,2%Sc a materiál po 8 ECAP průchodech slitiny

kde A je konstanta, zatímco $n = \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}_m}{\partial \ln \sigma} \right)$ je napěťový exponent creepové rychlosti.

Obecně bylo přijato, že pro čisté kovy je $n \cong 1$ v případě difúzního creepu [22], zatímco pro creep probíhající pohybem dislokací kontrolovaným mřížkovou difúzí je typická hodnota $n \geq 4$. Avšak napěťová závislost creepu precipitačně a disperzně zpevněných kovových materiálů je nezdědka charakterizována hodnotou napěťového exponentu $n \geq 10$ [22].

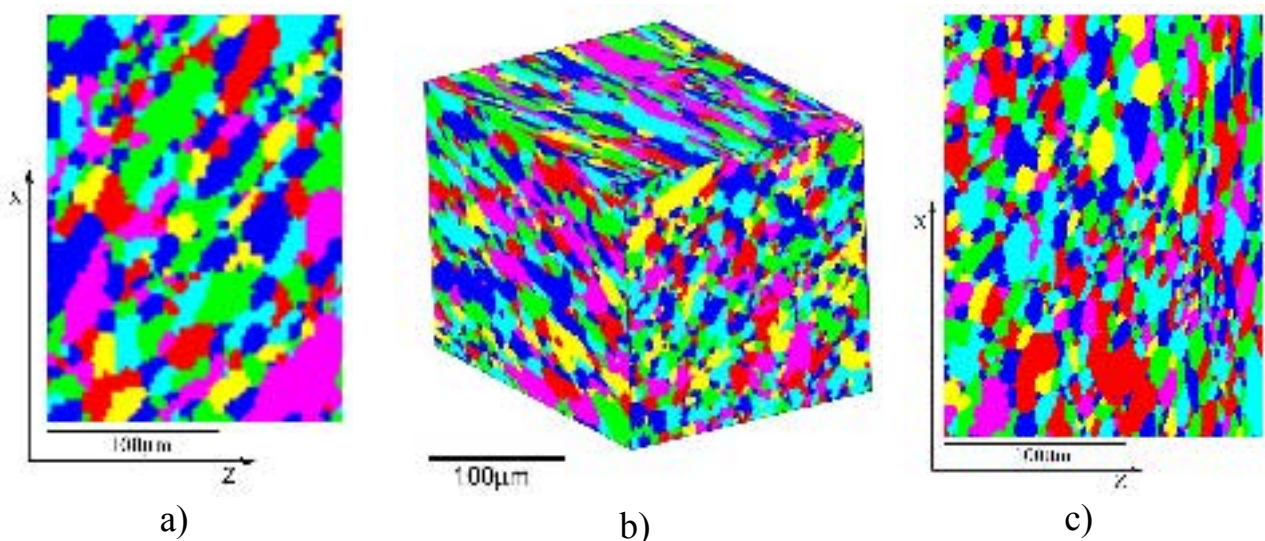
Výsledky creepových vlastností naměřených při různých hodnotách aplikovaného napětí (obr. 11) ukazují, že minimální rychlost creepu UFG slitiny Al-0,2%Sc je o více než 2 řády vyšší ve srovnání s výchozím stavem.

Se zvyšujícím se napětím dochází k mírnému snižování rozdílů v minimální rychlosti creepu a době do lomu u hrubozrnného a UFG materiálu (obr. 11a,b). Ze závislosti minimální rychlosti creepu na aplikovaném napětí σ byl stanoven napěťový exponent $n \sim 4,1$ pro hrubozrnný stav, resp. $n \sim 3,5$ pro UFG materiál.

5.3 MIKROSTRUKTURA PO CREEPOVÉ EXPOZICI

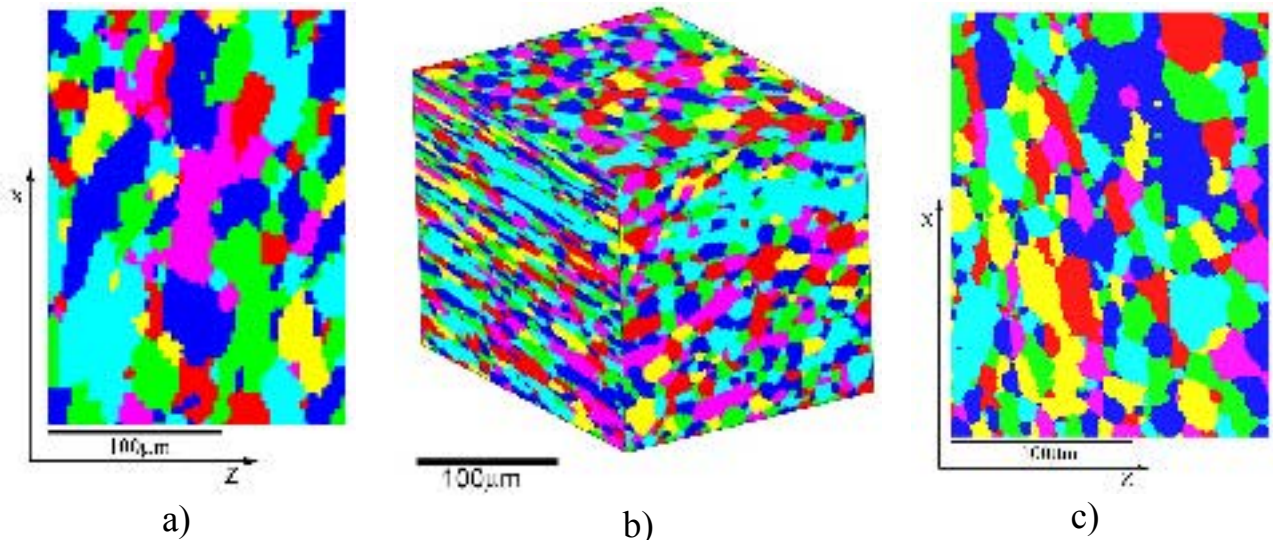
5.3.1 Mikrostruktura Al po ECAP deformaci a následném creepu

Na základě zjištěného rozptylu creepového chování čistého hliníku byla provedena analýza mikrostruktury vzorků se stejnou ECAP historií, ale s významně rozdílným creepovým chováním. V mikrostrukturách vzorků s nízkou dobou do lomu (obr. 12) byla pozorována zrna s velikostí $< 10 \mu\text{m}$, která tvořila skupiny a mohly svým koordinovaným pohybem ovlivňovat creepovou životnost těchto

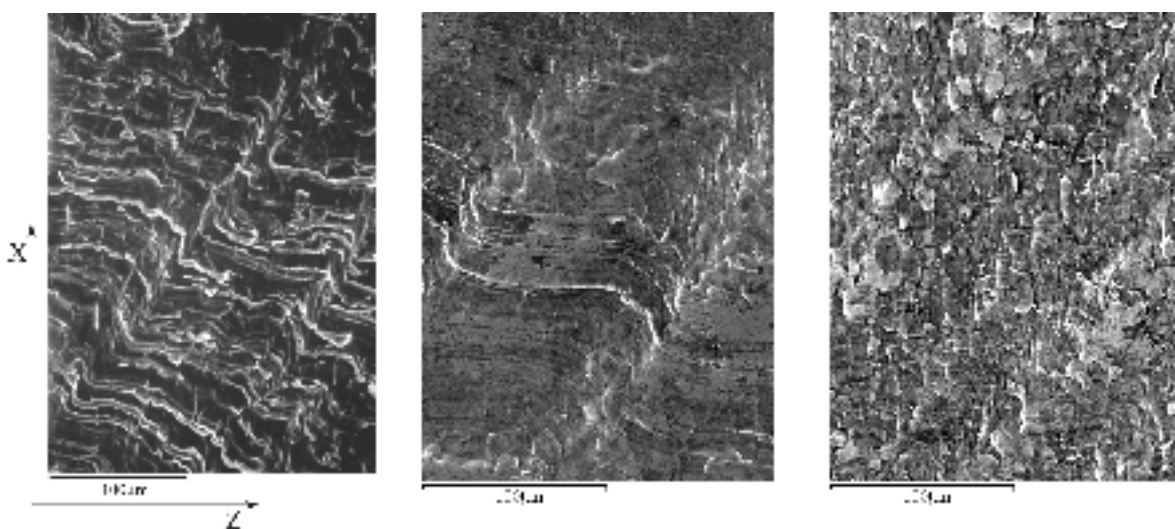


Obr. 12 Mikrostruktura vzorků hliníku s min. naměřenou životností po a) 4, b) 8 a c) 12 ECAP průchodech

vzorků. Zrna s velikostí $> 10 \mu\text{m}$ se nacházela také v mikrostruktuře vzorků s vyšší životností (obr. 13), ale tyto zrna netvořila skupiny a byla různě rozmístěna v mikrostruktuře. Po creepové expozici byl také pozorován růst zrna, jehož střední velikost se pohybovala po 8-12 ECAP průchodech a následné creepové expozici $\sim 12 \mu\text{m}$. U vzorků po 8 ECAP průchodech a následné creepové expozici, které se významně lišily creepovou odolností, byla provedena detailní analýza mikrostruktury ve 3 navzájem kolmých řezech a to v blízkosti lomové plochy ($\sim 2 \text{ mm}$). Mikrostruktura těchto vzorků měla sklon orientovat směry blízké $\langle 111 \rangle$ a $\langle 100 \rangle$ do směru zatěžování.



Obr. 13 Mikrostruktura vzorků hliníku s max. naměřenou životností po a) 4, b) 8 a c) 12 ECAP průchodech



Obr. 14 Povrch ECAP hliníku po a) 2, b) 4 a c) 8 ECAP průchodech a následném creepu (směr osy tahového napětí je vertikální)

- Analýza povrchu ECAP vzorků po creepové expozici

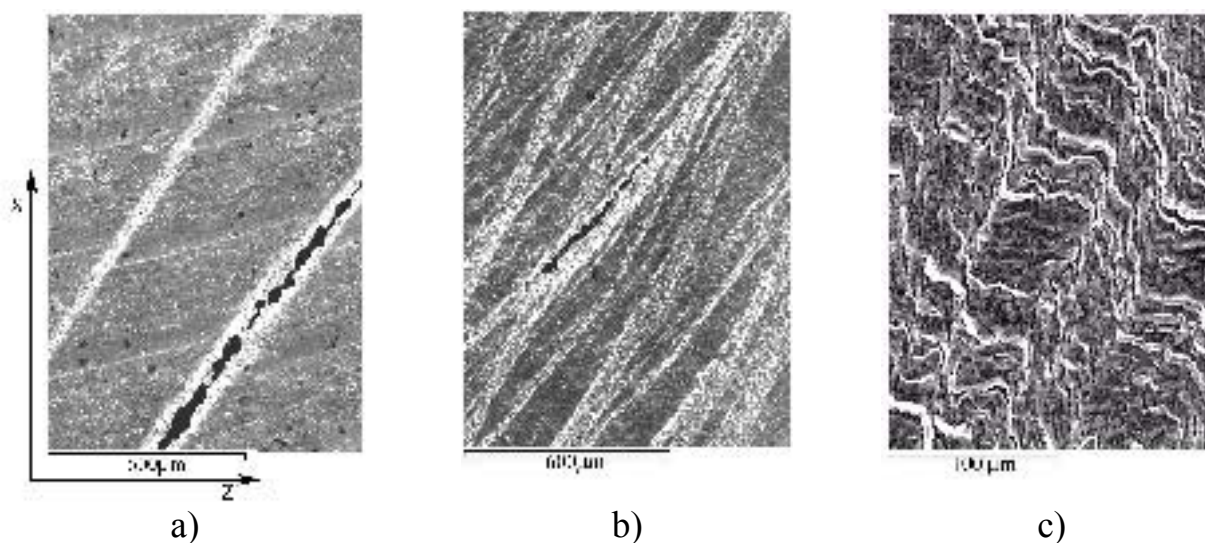
Na povrchu některých vzorků ECAP hliníku po creepové expozici byl pozorován výskyt skluzových pásů (obr. 14), které byly orientovány v blízkosti roviny skluzu posledního ECAP průchodu resp. $\sim 30^\circ$ k ose zatěžování (protlačování) X.

Výskyt těchto pásů pravděpodobně souvisí s heterogenitou mikrostruktury po ECAP deformaci. Na rozhraní těchto pásů pravděpodobně došlo k soustředění pokluzů po hranicích zrn, což mohlo přispět k rozptylu hodnot creepové odolnosti vzorků hliníku se stejnou ECAP historií.

5.3.2 Mikrostruktura slitiny Al-0,2%Sc po ECAP deformaci a následném creepu

Mikrostruktura slitiny Al-0,2%Sc po 1 ECAP průchodu a následném creepu se skládala z velkých zrn skloněných pod úhlem $\sim 30^\circ$ k ose X. Analýza 3 míst provedená v oblasti dřívku ukázala, že uvnitř velkých zrn lze najít oblasti o velikosti $\sim 2 \mu\text{m}$ ohraničené velkoúhlovými hranicemi. Počet velkoúhlových hranic se pohyboval mezi $\sim 0,5$ -5%.

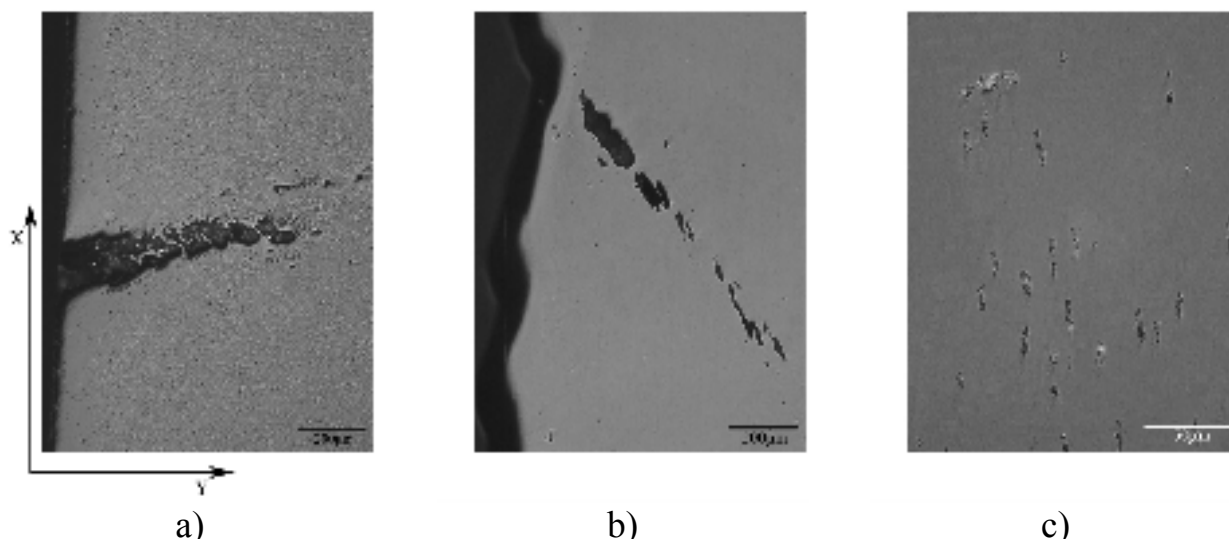
Analýza povrchu vzorků po 2, 4 a 8 ECAP průchodech a následné creepové expozici ukázala, že porušování probíhalo podél pásů, které svíraly úhel $\sim 30^\circ$ s osou zatěžování X (obr. 15). U vzorků po 2 a 4 ECAP průchodech se skluzové pásy nacházely především v blízkosti lomové plochy a s rostoucí vzdáleností od lomové plochy jejich výskyt klesal. U vzorků po 2 a 4 ECAP průchodech byl na rozhraní těchto pásů pozorován vznik kavit (obr. 16), které pravděpodobně vznikly v důsledku intenzivních pokluzů soustředěných na rozhraní těchto pásů. Postupným spojováním kavit došlo ke vzniku trhliny. U vzorku po 8 ECAP průchodech tyto pásy již pokrývaly téměř celou plochu měrné části vzorku a poškození na jejich rozhraní již nebylo pozorováno. S rostoucím počtem ECAP



Obr. 15 Povrch vzorku slitiny Al-0,2%Sc po a) 2, b) 4 a c) 8 ECAP průchodech a následném creepu (směr osy tahového napětí je vertikální)

průchodů docházelo ke zvyšování počtu pásů a ke snižování jejich šířky, která se po 8 ECAP průchodech pohybovala $\sim 35 \mu\text{m}$.

Z obr. 16 vyplývá, že porušování pozorované na rozhraní pásů zasahuje $\sim 650 \mu\text{m}$ do vnitřní části vzorku (řez XY). Hloubka porušování podél pásů měla s rostoucím počtem ECAP průchodů klesající tendenci. U vzorku po 8 ECAP průchodech již nebyl vznik kavit a trhlin na rozhraní pásů pozorován a kavity se nacházely rozmístěné různě ve struktuře.



Obr. 16 Snímek kavit ve struktuře slitiny Al-0,2%Sc v rovině XY po a) 2, b) 4 a c) 8 ECAP průchodech a následném creepu při napětí 20 MPa a teplotě 473 K (směr osy tahového napětí je vertikální)

Na základě pozorovaného výskytu pásů na povrchu vzorků po 2, 4 a 8 ECAP průchodech a následné creepové expozici byla provedena analýza mikrostruktury uvnitř a na rozhraní skluzových pásů. Z těchto analýz vyplynulo, že na rozhraní skluzových pásů se nachází větší počet velkoúhlových hranic než v místech uvnitř pásů. Toto heterogenní rozložení velkoúhlových hranic pravděpodobně ovlivnilo creepové chování vzorků slitiny Al-0,2%Sc.

Po creepové expozici došlo k růstu střední velikosti zrna na $\sim 3 \mu\text{m}$ u vzorku po 8 ECAP průchodech a počet velkoúhlových hranic se pohyboval v rozmezí $\sim 68-74\%$. Během creepové expozice nedošlo u vzorku po 8 ECAP průchodech k významné změně velikosti precipitátů Al_3Sc a jejich velikost se pohybovala $\sim 6 \text{nm}$.

Z mikrotexturních analýz vyplývá, že mikrostruktura v blízkosti lomové plochy má sklon orientovat směry $\langle 111 \rangle$ a $\langle 100 \rangle$ do směru zatěžování.

6 ZÁVĚR

V rámci disertační práce bylo zjištěno, že metoda ECAP vede u studovaných materiálů k dosažení ultrajemnozrné mikrostruktury. Vývoj UFG mikrostruktury obou materiálů probíhá postupně a je velmi ovlivněn počtem ECAP průchodů. K největším změnám mikrostruktury dochází během prvních čtyřech ECAP průchodů. Avšak k největšímu nárůstu mechanických vlastností dochází již po 1-2 ECAP průchodech a další snižování velikosti zrna nemá významný vliv na tvrdost a pevnost.

Homogenita mikrostruktury roste se zvyšujícím se počtem ECAP průchodů. Detailní mikrostrukturní 3D analýzy ukázaly zjevnou rozdílnou nehomogenitu v mikrostruktuře vzorků se stejnou ECAP historií. Tyto analýzy ukazují na možný úzký vztah mezi zjištěnou nehomogenitou ECAP mikrostruktury a rozptylem creepového chování ECAP hliníku. V mikrostruktuře vzorků s minimální creepovou odolností byly nalezeny shluky zrn, které svým koordinovaným skluzovým pohybem pravděpodobně ovlivňují creepové chování ECAP hliníku.

Aplikace metody ECAP způsobuje významné snížení creepové odolnosti a u slitiny Al-0,2%Sc také zvýšení lomového prodloužení. Analýza mikrostruktury ukázala, že creepové poškození ECAP slitiny Al-0,2%Sc probíhá pravděpodobně iniciací pokluzů na hranicích skluzových pásů, jejichž počet roste se zvyšujícím se počtem ECAP průchodů. Podobné skluzové pásy byly také pozorovány i na povrchu některých vzorků ECAP hliníku po creepové expozici.

Koncentrace pokluzů na rozhraní těchto pásů a omezený pohyb dislokací způsobený přítomností precipitátů v mikrostruktuře pravděpodobně způsobil u ECAP slitiny Al-0,2%Sc vznik kavit. Postupným růstem a koalescencí kavit došlo ke vzniku makro trhliny a její další růst a šíření vedlo k lomu. Avšak mechanismus vzniku a růstu kavit není zcela jasný a vyžaduje další studii.

Creepová měření prokázala, že creepové chování výrazně závisí na počtu ECAP průchodů a tím také na počtu velkoúhlových hranic. Tyto výsledky ukazují, že u studovaných materiálů jsou významným creepovým mechanismem pokluzu po hranicích zrn.

Z porovnání creepového chování obou materiálů vyplývá, že metodou ECAP lze zlepšit creepovou odolnost ECAP hliníku ve srovnání s výchozím hrubozrným stavem. Tento efekt je však kriticky závislý na počtu ECAP průchodů. Naproti tomu, u slitiny Al-0,2%Sc dochází po aplikaci metody ECAP k výraznému snížení creepové odolnosti ve srovnání s výchozím stavem.

7 LITERATURA

- [1] Proc. of 2002 TMS Annual Meeting on *Ultrafine Grained Materials II*, Seattle 2002, eds. Y.T. Zhu et al., TMS Warrendale, February 2002, ISBN 0-87339-523-9 (685 stran).
- [2] Proc. of the 2nd Int. Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation (nano SPD₂) ed. M. J. Zehetbauer, University of Vienna, 2002.
- [3] C. Suryanarayana, C.C. Koch: *In Non-Equilibrium Processing of Materials*, ed. C. Suryanarayana, Pergamon Materials Series, vol. 2., Pergamon Amsterdam 1999, s. 313.
- [4] V.M. Segal, V.I. Reznikov, A.E. Drobyshevskij, V.I. Kopylov. *Metally 1*, (1981), p. 115.
- [5] V.A. Zhorin, D.P. Shashkin, N.S. Yenikoponyan: *DAN SSSR*, 278, (1984), s. 2898.
- [6] J. Huang, Y.T. Zhu, D.J. Alexander, Z. Liao, T.C. Lowe, R.J. Asaro: *Mater. Sci. Eng. A*, 371, 2004, s.35.
- [7] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov: *Progress in Materials Science*, 45, (2000), s. 103.
- [8] A.P. Zhilyaev, B.K. Kim, J.A. Szpunar, M.D. Baró, T.G. Langdon: *Mater. Sci. Eng. A*, 391, (2005), s. 377.
- [9] M. Furui, Ch. Xu, T. Aida, M. Inoue, H. Anada, T. G. Langdon, *Mater. Sci. Eng. A*, 410-411, (2005) , s. 439.
- [10] J. Lian, R.Z. Valiev, B. Baudalet, *Acta Metal. Mater.*, 43, (1995), s. 4165.
- [11] S. Lee, A. Utsunomiya, H. Akamatsu, K. Neishi, M. Furukawa, Z. Horita, T.G. Langdon, *Acta Mater.*, 50, (2002), s. 553.
- [12] R.S. Mishra, T.R. Bieler, A.K. Mukherjee, *Acta Met. Mater.*, 43, (1995), s. 887.
- [13] M. Furukawa, A. Utsunomiya, K. Matsubara, Z. Horita, T.G. Langdon, *Acta Mater.*, 49, (2001), s. 3829.
- [14] Ch. Xu, T.G. Langdon, *Mater. Sci. Eng. A*, 410-411, (2005) , s. 398.
- [15] V. Sklenička, J. Dvořák, M. Svoboda, *Mater. Sci. Eng*, 387-389, (2004), s. 696.
- [16] V.M. Segal: *Mater. Sci. Eng. A*, 197,(1995), s. 157.
- [17] R.Z. Valiev, A.V. Korznikov, R.R. Mulyukov. *Mater. Sci. Eng. A*, 168, (1993), p.141.
- [18] S. Ferrase, V.M. Segal, K.T. Hartwig, R.E. Goforth., *Metall. Mater. Trans A*, 28,(1997), s. 1047.
- [19] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon: *Acta Mater.*, 45, (1997), s. 4733.
- [20] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto,, T.G. Langdon, *Acta Mater.*, 46, (1998), s.3317.
- [21] V. Randle, O. Engler, Introduction to texture analysis,(2003), ISBN 90- 5699-224-4

[22] J. Čadek, *Creep in metallic materials*. Amsterdam: *Elsevier Science Publishers*, (1988).

8 PUBLIKACE

a) Časopisecké publikace

- [I] SKLENIČKA, V., DVOŘÁK, J., SVOBODA, M., KRÁL, P., VLACH, B., Effect of Processing Route on Microstructure and Mechanical Behaviour of Ultrafine Grained Metals, *Mater. Sci. Forum*, 482, (2005), s. 83
- [II] SKLENIČKA, V., DVOŘÁK, J., KRÁL, P., STONAWSKÁ, Z., SVOBODA, M., Creep Processes in Pure Aluminium Processed by ECAP Technique, *Mater. Sci. Eng. A*, 410-411, (2005), s. 408
- [III] SKLENIČKA, V., KRÁL, P., ILUCOVÁ, L., SAXL, I., DVOŘÁK, J., SVOBODA, M., Inhomogeneity of Microstructure and creep of ECAP Aluminium, *Mater. Sci. Forum*, 503-504, (2006), s. 245

b) Příspěvky ve sborníku konferencí

- [I] KRÁL, P., DVOŘÁK, J., SVOBODA, M., SKLENIČKA, V. Vztah mezi mikrostrukturou a vlastnostmi ultrajemnozrnného hliníku připraveného technikou ECAP, *13. mezinárodní konference metalurgie a materiálů, Metal 2004 Sborník abstraktů*, Hradec nad Moravicí, květen 2004, Referát č. 25.
- [II] DVOŘÁK, J., SKLENIČKA, V., KRÁL, P. Mechanisms of creep deformation in an ultrafine-grained aluminium processed by ECAP method, *13. mezinárodní konference metalurgie a materiálů, Metal 2004 Sborník abstraktů*, Hradec nad Moravicí, květen 2004, Referát č. 48.
- [III] SKLENIČKA, V., DVOŘÁK, J., SVOBODA, M., KRÁL, P., VLACH, B. Effect of processing route on microstructure and mechanical behaviour of ultrafine-grained metals processed by severe plastic deformation, *4th Int. Conference on materials structure & micromechanics of fracture, Sborník abstraktů*, Brno University of Technology, Brno, červen 2004
- [IV] ILUCOVÁ, L., KRÁL, P., SVOBODA, M., SAXL, I., SKLENIČKA, V. Estimation of grain size and size inhomogeneity in ultrafine-grained aluminium processed by ECAP method, *Proceedings of the 25th Riso International Symposium on Materials Science: Evolution of Deformation Microstructures in 3D*, Denmark 2004

- [V] KRÁL, P., DVOŘÁK, J., SVOBODA, M., SKLENIČKA, V. Microstructure/properties relationship in ultrafine grained aluminium processed by ECAP technique, *Junior-Euromat 2004, Sborník abstraktů* <http://www.dgm.de/past/2004/junior-euromat/Program/>, Lausanne Switzerland, September 2004
- [VI] KRÁL, P., DVOŘÁK, J., ILUCOVÁ, I., SAXL, I., SVOBODA, M., SKLENIČKA, V., Mechanismy creepové deformace ultrajemnozrného hliníku připraveného metodou ECAP, 14. *mezinárodní konference metalurgie a materiálů (Metal 2005)*, Sborník přednášek, CD ROM, Hradec nad Moravicí, Červený zámek, květen 2005, Referát č. 41
- [VII] DVOŘÁK, J., KRÁL, P., SKLENIČKA, V., Creepové chování hliníkové slitiny Al-3Mg-0,2Sc připravené metodou ECAP, 14. *mezinárodní konference metalurgie a materiálů (Metal 2005)*, Sborník přednášek, CD ROM, Hradec nad Moravicí, Červený zámek, květen 2005, Referát č. 83
- [VIII] SKLENIČKA, V., DVOŘÁK, J., KRÁL, P., STONAWSKÁ, Z., SVOBODA, M., Creep Processed in Pure Aluminium Processed by ECAP, Sborník přednášek, TMS, February 2005, San Francisco, California, *rozšířená verze přijata do časopisu Mater. Sci. Eng. A.*
- [IX] SKLENIČKA, V., KRÁL, P., ILUCOVÁ, I., SAXL, I., DVOŘÁK, J., SVOBODA, M., Inhomogeneity of Microstructure and Creep of ECAP Aluminium, *3rd int. Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation (Nano SPD3)*, Sborník přednášek, September 2005, Fukuoka, Japonsko, *rozšířená verze přijata do časopisu Mater. Sci. Forum.*
- [X] DVOŘÁK, J., KRÁL, P., KVAPILOVÁ, M., SKLENIČKA, V., Effect of Equal-channel angular pressing (ECAP) on Microstructure and Creep Behaviour of Al-3Mg-0.2Sc alloy, *Conference NANO'05, ČSNMT a Brno University of Technology, Brno, November 2005.*
- [XI] KRÁL, P., DVOŘÁK, J., SVOBODA, M., SKLENIČKA, V., Microstructure and Creep Behaviour of Aluminium after Severe Plastic Deformation (ECAP), *Juniormat'05, Brno, 2005, sborník příspěvků, č.147.*
- [XII] KRÁL, P., DVOŘÁK, J., KVAPILOVÁ, M., SVOBODA, M., SKLENIČKA, V., Vliv počtu průchodů ECAP na creepové chování a mikrostrukturu čistého Al a slitiny Al-Sc, 15. *mezinárodní konference metalurgie a materiálů (Metal 2006)*, Sborník přednášek, CD ROM, Hradec nad Moravicí, Červený zámek, květen 2006, Referát č. 63

- [XIII] DVOŘÁK, J., KRÁL, P., KVAPILOVÁ, M., SKLENIČKA, V., Creepové chování hliníkové slitiny Al-0,2Sc připravené metodou ECAP, 15. mezinárodní konference metalurgie a materiálů (Metal 2006), Sborník přednášek, CD ROM, Hradec nad Moravicí, Červený zámek, květen 2006, Referát č. 43.
- [XIV] SKLENIČKA, V., DVOŘÁK, J., SVOBODA, M., KRÁL, P., KVAPILOVÁ, M., HORITA, Z., Compressive Creep in an Al-3%Mg-0.2%Sc alloy Processed by Equal-channel angular pressing, *Ultrafine Grained Materials IV*, edited by Y.T.Zhu et al., TMS(The Mineral, Metals & Materials Society], San Antonio, (2006), *příspěvek zaslán k publikaci ve sborníku konference.*
- [XV] SKLENIČKA, V., DVOŘÁK, J., KRÁL, P., KVAPILOVÁ, M., SVOBODA, M., SAXL, I., HORITA, Z., Effect of Equal channel angular pressing (ECAP) on Creep in Aluminium Alloys, Int. Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials (*THERMEC'2006*), Vancouver, (2006), *příspěvek zaslán k publikaci ve sborníku konference.*
- [XVI] SAXL, I., SKLENIČKA, V., ILUCOVA, L., SVOBODA, M., KRÁL, P., Structure Development during ECAP and Subsequent Creep of Aluminium, Int. Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials (*THERMEC'2006*), Vancouver, (2006), *příspěvek zaslán k publikaci ve sborníku konference.*
- [XVII] ILUCOVÁ, L., SAXL, I., SVOBODA, M., SKLENIČKA, V., KRÁL, P., Inhomogeneity and Anisotropy of ECAP Aluminium, *mezinárodní konference S⁴G*, Praha 26-29.6.2006.
- [XVIII] SAXL, I., ILUCOVÁ, L., SKLENIČKA, V., SVOBODA, M., KRÁL, P., Problems in Estimating Structure of Nanomaterials, *14. zimní škola JČMF ROBUST 2006*, Lhota pod Rohanovem.

c) Přednášky (přednesené P. Králem)

- [I] KRÁL, P., DVOŘÁK, J., SVOBODA, M., SKLENIČKA, V. Vztah mezi mikrostrukturou a vlastnostmi ultrajemnozrného hliníku připraveného technikou ECAP, *13. mezinárodní konference metalurgie a materiálů, Metal 2004 Sborník abstraktů*, Hradec nad Moravicí, květen 2004, Referát č. 25.

- [II] KRÁL, P., DVOŘÁK, J., SVOBODA, M., SKLENIČKA, V. Microstructure/properties relationship in ultrafine grained aluminium processed by ECAP technique, *Junior-Euromat 2004, Sborník abstraktů* <http://www.dgm.de/past/2004/junior-euromat/Program/>, Lausanne Switzerland, September 2004
- [III] KRÁL, P., Vliv mikrostruktury na mechanické vlastnosti ultrajemnozrného hliníku připraveného extrémní plastickou deformací (ECAP), *Pojednání ke státní doktorské zkoušce*, ÚMI na FSI VUT Brno, březen 2005, (23 stran).
- [IV] KRÁL, P., DVOŘÁK, J., ILUCOVÁ, I., SAXL, I., SVOBODA, M., SKLENIČKA, V., Mechanismy creepové deformace ultrajemnozrného hliníku připraveného metodou ECAP, *14. mezinárodní konference metalurgie a materiálů (Metal 2005), Sborník přednášek*, CD ROM, Hradec nad Moravicí, Červený zámek, květen 2005, Referát č. 41.
- [V] KRÁL, P., DVOŘÁK, J., KVAPILOVÁ, M., SVOBODA, M., SKLENIČKA, V., Vliv počtu průchodů ECAP na creepové chování a mikrostrukturu čistého Al a slitiny Al-Sc, *15. mezinárodní konference metalurgie a materiálů (Metal 2006), Sborník přednášek*, CD ROM, Hradec nad Moravicí, Červený zámek, květen 2006, Referát č. 63.

9 CURRICULUM VITAE

Ing. Petr Král
Ústav fyziky materiálů
Akademie věd České republiky
Žižkova 22
616 62 Brno



Tel: +420 532 290 368
E-mail: pkral@ipm.cz

Vzdělání

2002-2006	Postgraduální Doktorské studium	Vysoké učení technické Brno Fakulta strojního inženýrství Ústav materiálového inženýrství Obor: Fyzikální a materiálové inženýrství Pracoviště: Ústav fyziky materiálů AVČR
1997-2002	Vysoká škola	Vysoké učení technické Brno Fakulta strojního inženýrství Specializace: Materiálové inženýrství

Pracovní zkušenosti

2002 do současnosti	Ústav fyziky materiálů AVČR Brno	Skupina: Pokrokové vysokoteplotní materiály
2002-2005	Vysoké učení technické Brno Fakulta strojního inženýrství	Vedení cvičení z nauky o materiálu I a II
2004-2005	Vysoké učení technické Brno Fakulta strojního inženýrství	Vedení cvičení z předmětu Mezní stavy materiálů

10 ABSTRACT

Tato doktorská disertační práce vznikla pod vedením mého školitele Prof. Ing. Václava Skleničky, DrSc. Jejím obsahem jsou výsledky, které jsem dosáhl v oblasti studia mikrostruktury a vlastností hliníku a slitiny Al-0,2%Sc za dobu mého studia.

Prezentované výsledky této práce se týkají zejména těchto dvou oblastí. První oblast je věnována analýze mikrostruktury hliníku a slitiny Al-0,2%Sc po ECAP deformaci a také po následné creepové expozici.

Druhá část je věnována studiu creepových a mechanických vlastností hliníku a slitiny Al-0,2%Sc po ECAP deformaci.