



INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

## Nanotým VŠB – TU Ostrava CZ.1.07/2.3.00/20.0038



### 3. Odborné diskusní fórum

## „TRVALE UDRŽITELNÝ VÝVOJ A APLIKOVANÝ VÝZKUM“

17. – 18. října 2013

### Sborník příspěvků

Hotel Petr Bezruč\*\*\*, Malenovice, Česká republika  
2013

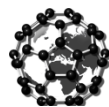
Tisk této publikace byl podpořen z projektu:  
**„Tvorba mezinárodního vědeckého týmu a zapojování do vědeckých sítí  
v oblasti nanotechnologií a nekonvenčního tváření materiálu“**,  
reg. č. **CZ.1.07/2.3.00/20.0038**  
podporovaného Operačním programem Vzdělávání pro  
konkurenceschopnost, spolufinancovaného z Evropského sociálního  
fondu a ze státního rozpočtu České republiky.

Autor:	kolektiv autorů
Pracoviště:	VŠB-Technická univerzita Ostrava Fakulta strojní
Název:	Sborník příspěvků odborného diskusního fóra „Trvale udržitelný vývoj a aplikovaný výzkum“
Místo, rok:	Ostrava, 2014
Počet stran:	78
Vydala:	Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, FS, Katedra mechanické technologie

Za obsah příspěvků odpovídají jednotliví autoři.

Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, 2014

ISBN 978-80-248-3471-9



Nanotým VŠB – TU Ostrava  
CZ.1.07/2.3.00/20.0038

<b>Název projektu:</b>	Tvorba mezinárodního vědeckého týmu a zapojování do vědeckých sítí v oblasti nanotechnologií a nekonvenčního tváření materiálu
<b>Program:</b>	Operační program Vzdělávání pro konkurenceschopnost
<b>Prioritní osa programu:</b>	2 – Terciární vzdělávání, výzkum a vývoj
<b>Oblast podpory:</b>	2.3 – Lidské zdroje ve výzkumu a vývoji
<b>Registrační číslo:</b>	CZ.1.07/2.3.00/20.0038
<b>Datum zahájení projektu:</b>	1. června 2011
<b>Datum ukončení projektu:</b>	31. května 2014
<b>Žadatel projektu:</b>	VŠB - TU Ostrava
<b>Partner projektu:</b>	COMTES FHT a.s.
<b>Administrativní tým:</b>	Hlavní manažer – prof. Ing. Stanislav Rusz, CSc. Věcný manažer – Ing. Jan Kedroň Finanční manažer – Ing. Stanislav Tylšar

**Nanotým VŠB – TU Ostrava  
CZ.1.07/2.3.00/20.0038**

**3. Odborné diskusní fórum  
„Trvale udržitelný vývoj a aplikovaný výzkum“**

**Sborník příspěvků**

**17. – 18. října 2013  
Hotel Petr Bezruč  
Malenovice, Česká republika**

**Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2014**



evropský  
sociální  
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,  
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání  
pro konkurenceschopnost

INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

## Magnetické vlastnosti obrobených povrchov ložiskovej ocele 100Cr6

### Magnetic properties of bearing steel 100Cr6 machined surfaces

Martin MIČICA<sup>a</sup>, Tomáš HRABOVSKÝ<sup>b</sup>, Dalibor BLAŽEK<sup>c</sup>

*a Výskumné centrum Žilinskej univerzity v Žiline, Univerzitná 1, 010 26 Žilina, SR*

*b Strojnícka fakulta, Žilinská univerzita v Žiline, Univerzitná 1, 010 26 Žilina, SR*

*c VŠB – Technická univerzita Ostrava, 17. Listopadu 15, 708 33 Ostrava – Poruba, ČR,  
dalibor.blazek@vsb.cz*

#### Abstrakt

Predložený príspevok sa zaoberá magnetickými vlastnosťami povrchov ložiskovej ocele 100Cr6 pripravenej rôznymi obrábacími metódami. Magnetické vlastnosti sú merané dvomi nedeštruktívnymi metódami testovania: detekciou Barkhausenovho šumu (BŠ) a magnetooptickým Kerrovým efektom (MOKE). Rozdielna fyzikálna podstata týchto experimentálnych metód umožňuje získať vzájomne sa dopĺňajúce informácie o magnetizačných procesoch v povrchovej vrstve materiálu. Získané výsledky presvedčivo ukazujú, že BŠ aj MOKE sú dostatočne citlivé na rozpoznávanie rôznych mikroštruktúrnych aj napätových stavov ocele.

#### Klíčová slova

Ložisková oceľ 100Cr6, povrchová magnetická anizotropia, Barkhausenov šum, magneto-optický Kerrov jav.

#### Abstract

This contribution deals with the magnetic properties of the machined surfaces of bearing steel 100Cr6. These magnetic properties are measured with both the Barkhausen noise (BS) and magneto-optic Kerr effect (MOKE) nondestructive methods. Different physical nature of these experimental methods allows to obtain complementary information on the magnetization processes in the surface layer of the material. The results conclusively show that the BS and MOKE are sensitive enough to recognize the different microstructural and strain conditions of the surface layer of steels.

#### Keywords

Bearing steel 100Cr6, surface magnetic anisotropy, Barkhausen noise, magneto-optical Kerr effect.



## 1. ÚVOD

Trvanlivosť a využiteľnosť ocelových výrobkov je závislá na výslednom stave povrchu, ktorý je určený najmä povrchovým reliéfom, mikroštruktúrou materiálu a veľkosťou zvyškových mechanických napätí. Pre priebežnú kontrolu výroby sú potrebné nedeštruktívne metódy testovania (NDT), ktoré dokážu odhaliť neprijateľné odchýlky. Magnetické metódy získali značný význam v moderných priemyselných procesoch vďaka svojej robustnosti a relatívne jednoduchšej implementácii.

Povrchová vrstva materiálu má po mechanickom obrobení transformovanú mikroštruktúru spôsobenú značnou plastickou deformáciou a tiež v dôsledku krátkodobého vystavenia teplote prekračujúcej Curieho teplotu. Stav takéhoto povrchu je možné skúmať magnetickými NDT. Napríklad zakalená oceľ vysokej tvrdosti má nízku koercivitu a emituje slabý Barkhausenov šum (BŠ). Popúšťaním spôsobené mäknutie materiálu sa prejavuje nárastom koercivity aj BŠ [1,2]. Anizotropia zvyškového mechanického napätia sa prejaví v rôznych intenzitách BŠ meraného v rôznych smeroch.

Tento príspevok obsahuje výsledky niektorých meraní vplyvu spôsobu obrábania ložiskovej ocele na intenzitu BŠ a tvar magneto-opticky meraných hysterézných slučiek. Pri porovnávaní výsledkov je našim cieľom pochopiť podstatu prebiehajúcich procesov.

## 2. POUŽITÉ MATERIÁLY A EXPERIMENTÁLNE METÓDY

Štúdia bola vykonaná na OVAKO kalenej ložiskovej oceli 100Cr6 (podľa normy EN 10027-1), vid. Tab. 1. pre chemické zloženie. Tieto ocele vykazujú vysokú odolnosť voči únave a opotrebeniu, dobrú obrábateľnosť, vysokú tvrdosť (až do 65HRC) a rozmerovú stabilitu. Mechanické a magnetické vlastnosti materiálu sú upravované popúšťaním pri zvýšených teplotách. V tejto štúdii boli použité dva stavy materiálu popustené na tvrdosť 61HRC a 45HRC.

**Tab. 1** Chemické zloženie študovaného materiálu

Zložka	Cr	C	Mn	Si	S	Fe
wt. %	1.50	0.97	0.35	0.25	<0.015	balan.

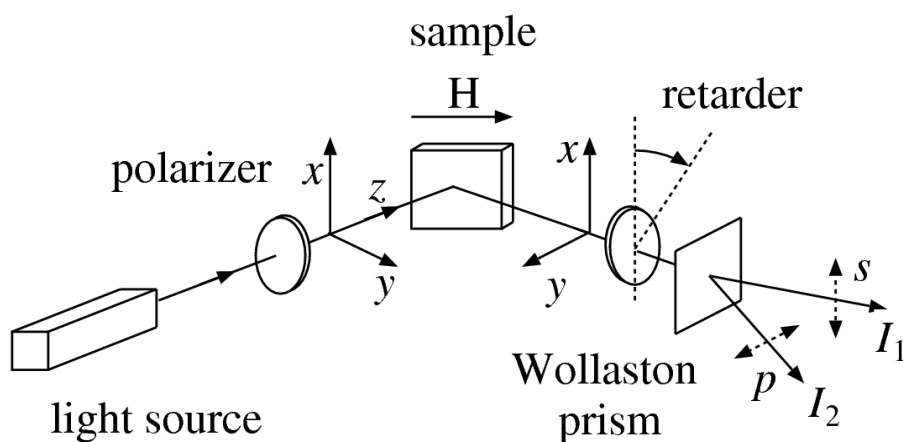
Študované povrchy materiálov boli pripravené brúsením za mokra a tvrdým frézovaním. Povrch materiálu je počas brúsenia (podmienky: BPH 20, brúsne koleso A99 60J9V,  $v_c = 25 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $v_f = 8 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $a_p = 0,01 \text{ mm}$ , máčadlo Ecocool 3%, 3 prechody) zahrievaný čo spôsobuje zníženie povrchovej tvrdosti, fázove prechody v ohriatej zóne a mierne anizotropické tlakové zvyškové napätie. Frézovanie (podmienky: FA4 AV, na sucho, rezné nádstavce vyrobé zo spekaných karbidov R300-1240E-PM, držiak R300-050Q22-12M262489,  $a_p = 0,25 \text{ mm}$ ,  $v_f = 112 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $n = 500 \text{ min}^{-1}$ ) vytvára na povrchu vysoké teploty, veľkú plastickú deformáciu a výrazný hydrostatický tlak v mieste podtekania materiálu popod nôž. Maximálna dosahovaná teplota prekračuje Curieho teplotu. Po frézovaní ostáva v povrchovej vrstve značné zvyškové anizotropné ťahové napätie. Za „tangenciálny smer“ považujeme smer rovnobežný so smerom pohybu noža a „kolmý smer“ je ortogonálny k smeru rezu. Tieto smery sú zhodné s hlavnými osami tenzora zvyškového napätia.



Barkhausenov šum (BŠ) bol zaznamenaný zariadením Microscan 500 so štandardnou sondou s účinnou plochou cca 1 cm<sup>2</sup>. V prezentovaných výsledkoch bola magnetizačná cievka napájaná harmonickým napätím s amplitúdou 10 V a frekvenciou 100 Hz. Hĺbka vniku magnetického poľa do materiálu je v porovnaní s hrúbkou pretvorenej povrchovej vrstvy veľmi veľká. Vzorkovacia frekvencia zariadenia je 2,5 MHz. Veľkosť BŠ bola vypočítaná z vyhladenej RMS hodnoty signálu očisteného od parazitných prejavov meracej sondy. Získaný BŠ závisí na orientácii sondy a bol meraný v tangenciálnom a kolmom smere.

BŠ pozostáva zo sekvencie pulzov, ktoré pochádzajú zo spoločnej detekcie pohybu veľkého množstva magnetických domén. Vysoká rýchlosť zmeny magnetizácie spôsobuje, že nedokážeme rozlíšiť medzi jednotlivými skokmi ani lavínovými procesmi[3]. Interpretácia dát musí byť plne fenomenologická, založená na veľkosti BŠ v ktorom sa skrýva dynamika domén.

Hysterézne slučky skúmaných povrchov boli merané pomocou magneto-optického Kerrovho javu (MOKE). Pri štúdií magnetizačných procesov, boli obidve zložky vektora povrchovej magnetizácie, rovnobežná a kolmá na smer použitého magnetického poľa, merané v závislosti od intenzity magnetického poľa. Magnetické pole bolo merané pomocou kalibrovaného gaussmetra. Schematický náčrt experimentálnej aparatury sa nachádza na Obr. 1.



**Obr. 1** Usporiadanie aparatury pre meranie MOKE

Použitý bol laserový lúč s vlnovou dĺžkou 650 nm, výkonom 5 mW a amplitúdovou moduláciou s frekvenciou 50 kHz. Uhol dopadu lúča bol 45 stupňov a MOKE bol meraný pri uhle odrazu 45 stupňov, čo zodpovedá nultému difrakčnému rádu. Týmto spôsobom je meraná zložka magnetizácie rovnobežná s rovinou dopadu svetla ako dôsledok lineárnej závislosti konverzných odrazových koeficientov  $r_{sp} = r_{ps}$  na longitudálnej magnetizácii [4]. Hĺbka prieniku svetla do materiálu je menšia ako 100 nm.

V ďalšom texte hovoríme o longitudálnej zložke magnetizácie vtedy, keď aplikované magnetické pole leží v rovine dopadu svetla a o tranzverzálnej zložke magnetizácie, keď je magnetické pole kolmé na rovinu dopadu svetla. Na každej vzorke boli zmerané štyri hysterézne slučky a to tangenciálna longitudálna a tranzverzálna, kolmá longitudálna a tranzverzálna.

### 3. VÝSLEDKY ŠTÚDIE

Na štyroch vzorkách bola uskutočnená kompletná séria meraní. Na ložiskových oceliach s tvrdosťou 61HRC a 45HRC boli vytvorené brúsené a frézované povrchy. Namerané veľkosti BŠ očistené od šumu sú uvedené v Tab 2.

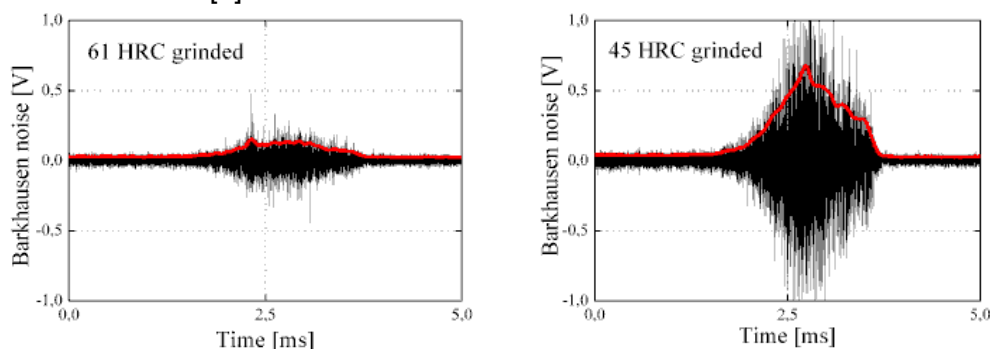


**Tab. 2** Hodnoty BŠ merané pri 100Hz (priemerná veľkosť BŠ počas jednej periódy)

Vzorka	Tangenciálny smer	Kolmý smer	Anizotropia
61 HRC brúsená	30 mV	30 mV	1:1
61 HRC frézovaná	200 mV	46 mV	4:1
45 HRC brúsená	129 mV	129 mV	1:1
45 HRC frézovaná	251 mV	46 mV	5:1

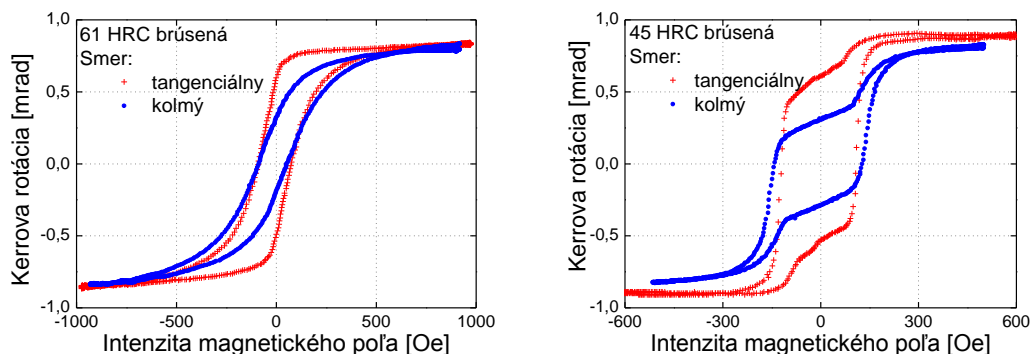
### 3.1 Za mokra brúsené povrchy

Signály BŠ merané na povrchoch brúsených za mokra sú zobrazené na Obr. 2. Tieto výsledky sú v súlade s tým, že oceľ s nízkou tvrdosťou obyčajne vysiela silné pulzy korešpondujúce s vysokou hodnotou BŠ [1].



**Obr. 2** Merané BŠ signály na povrchoch brúsených za mokra. 61HRC oceľ sa nachádza vľavo a 45HRC vpravo.

Odmeraná izotropia veľkosti BŠ by mohla navodiť domnienku, že magnetické hysterézne slučky (HS) sú rovnaké vo oboch meraných smeroch, ale výsledky MOKE meraní na Obr. 3. ukazujú inú situáciu. Tieto výsledky naznačujú, prítomnosť ľahkej osi rovnobežnej so smerom brúsenia, najmä v prípade ocele s tvrdosťou 61HRC.



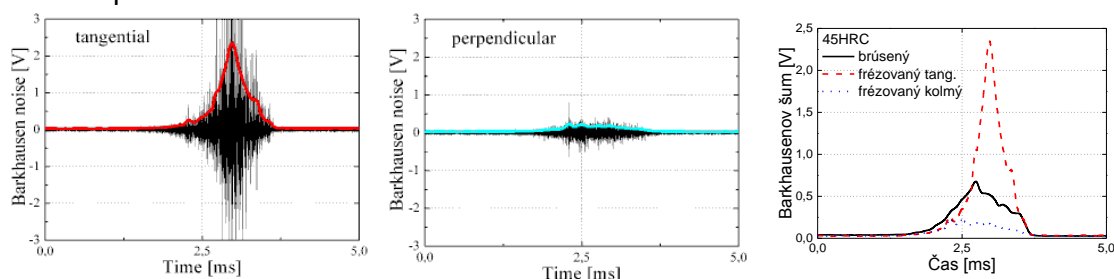
**Obr. 3** Namerané hysterézne slučky pomocou MOKE na povrchoch brúsených za mokra. Oceľ s tvrdosťou 61HRC vľavo a 45HRC vpravo

Opierajúc sa o simulácie založené na Stoner-Wohlfarthovom modeli (SW), jednoosá anizotropia vplýva nielen na sklon HS (efektívnu permeabilitu) ale tiež na koercivitu. Namerané koercitívne pole rovnakej veľkosti v oboch smeroch považujeme za kontraindikáciu voči prítomnosti ľahkej osi. Toto zistenie znamená, že je potrebné započítať ďalšie javy ako napr. demagnetizačné pole spôsobené povrchovým reliéfom, ktoré vysvetlia smerovú závislosť remanencie.



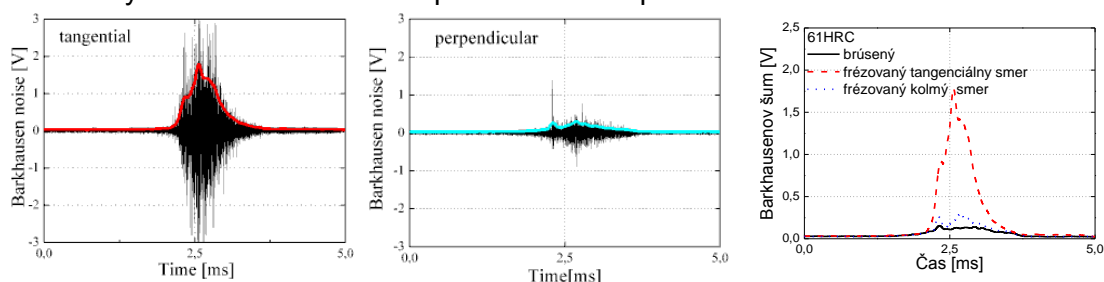
### 3.2 Frézované povrchy

Signály BŠ emitované povrchov frézovaných ocelí s tvrdosťou 45HRC sa nachádzajú na Obr. 4. Anizotropia tohto BŠ je zrejماً na prvý pohľad. Veľkosť BŠ v tangenciálnom smere je dvakrát väčšia, a veľkosť v kolmom smere je jedna tretina v porovnaní s BŠ pochádzajúceho z brúseného povrchu.



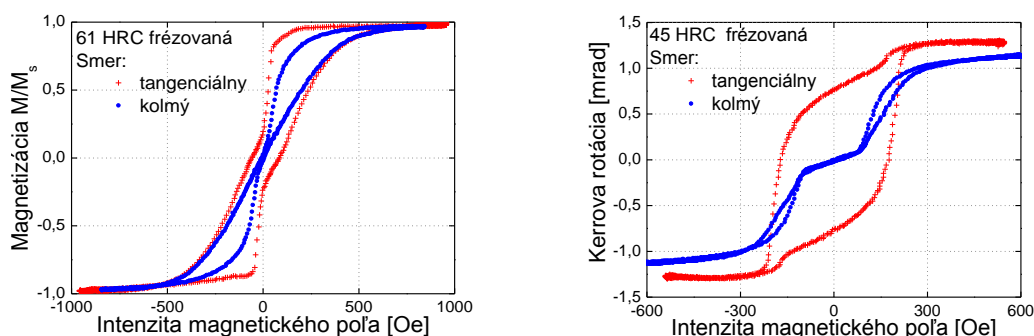
**Obr. 4** BŠ signály pochádzajúce zo 45HRC frézovaného povrchu. Tangenciálny smer vľavo a kolmý v strede. Vpravo je porovnanie priebehu BŠ brúseného povrchu s BŠ frézovaného povrchu meraným v oboch smeroch

Signály BŠ frézovanej ocele s tvrdosťou 61HRC majú väčšiu veľkosť v obidvoch smeroch v porovnaní s brúseným povrchom s rovnakou tvrdosťou. Na Obr. 5. tieto signály vyzerajú podobne tým nameraným na brúsenom 45 HRC povrchu. Zrejme je to spôsobené mikroštruktúrnymi zmenami materiálu počas zahriatia pri frézovaní.



**Obr. 5** Signály BŠ namerané na 61 HRC frézovanom povrchu. Tangenciálny smer vľavo a kolmý v strede

Silná anizotropia signálov BŠ nameraná na frézovaných povrchoch je spojená s rozdielnou HS nameranou v kolmých smeroch pomocou MOKE, ako je možné vidieť na Obr.6.



**Obr. 6** Hysterézne slučky frézovaných povrchov merané pomocou MOKE. 61 HRC materiál vľavo a 45 HRC vpravo

Dôsledkom frézovania sa HS merané v tangenciálnom smere sa rozšírili, zatiaľ čo HS merané v kolmom smere sa extrémne zúžili na nulovú koercivitu aj remanenciu. Najmä v prípade 45HRC oceli je zjavné, že magnetizačné procesy ortogonálnych smeroch prebiehajú rozdielne. V tangenciálnom smere premagnetovanie prebehne jedнокrokovovo, v kolmom smere je premagnetizácia dvojkroková s jasne oddelenými etapami.





#### 4. ZÁVER

Premagnetizácia opracovaných povrchov ložiskovej ocele OVAKO 100Cr6 bola skúmaná pomocou MOKE a meraním BŠ. Pozorovania obidvoch magnetických zložiek nám umožňujú preskúmať premagnetizačné procesy a odhaliť pôvod anizotropie BŠ. Ukázali sme, že metóda MOKE môže byť úspešne použitá na polykrystalické povrchy s drsnosťou rádovo 10  $\mu\text{m}$ .

Povrchy brúsené za mokra vykazujú izotropický BŠ ale rozdielnu HS v ortogonálnych smeroch. Táto anizotropia HS nemôže byť objasnená len prítomnosťou jednoosovej magnetickej anizotropie. V prípade frézovaných povrchov jednoosá magnetická anizotropia typu ľahká os rovnobežná so smerom rezu je dôležitým faktorom. Jednoosá anizotropia podporuje nukleáciu domén a premagnetovanie v jednom kroku ak magnetické pole bolo aplikované v tangenciálnom smere a naopak podporuje rotáciu magnetizácie v rovine spojenej s dvojkrokovým preklopením magnetických domén ak magnetické pole pôsobí kolmo na smer opracovania. Dedukujeme, že premagnetovanie v tangenciálnom smere prebieha za účasti 180° doménových stien, ale v kolmom smere sa pohybujú 90° doménové steny.

Vysoko anizotropný BŠ môže byť vysvetlený predpokladom, že pohybujúce sa 90° doménové steny vyžarujú len slabé magnetické pole, zatiaľ čo 180° steny sú silným zdrojom BŠ. V dôsledku spomínaných činiteľov je silnejšia jednoosá anizotropia príčinou vysokej anizotropie BŠ s nameraným pomerom 5:1 v navzájom kolmých smeroch.

#### 5. LITERATÚRA:

- [1] M. Vashista, S. Paul, Novel processing of Barkhausen noise signal for assessment of residual stress in surface ground components exhibiting poor magnetic response, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Volume 323, Issue 21, November 2011, Pages 2579-2584, ISSN 0304-8853, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2011.05.036>
- [2] V. Moorthy, B.A. Shaw, P. Hopkins, Surface and subsurface stress evaluation in case-carburised steel using high and low frequency magnetic barkhausen emission measurements, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Volume 299, Issue 2, April 2006, Pages 362-375, ISSN 0304-8853, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2005.04.028>
- [3] KeGianfranco Durin, Stefano Zapperi, Chapter 3 - The Barkhausen Effect, *The Science of Hysteresis*, Academic Press, Oxford, 2006, Pages 181-267, The Science of Hysteresis, ISBN 9780124808744, <http://dx.doi.org/10.1016/B978-012480874-4/50014-2>.
- [4] K. Postava, H. Jaffres, A. Schuhl, F. Nguyen Van Dau, M. Goiran, A.R. Fert, Linear and quadratic magneto-optical measurements of the spin reorientation in epitaxial Fe films on MgO, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Volume 172, Issue 3, 2 August 1997, Pages 199-208, ISSN 0304-8853, [http://dx.doi.org/10.1016/S0304-8853\(97\)00098-X](http://dx.doi.org/10.1016/S0304-8853(97)00098-X).
- [5] Q. Zhan, S. Vandezande, K. Temst, Ch. V. Haesendonck, Magnetic anisotropy and reversal in epitaxial Fe/MgO (001) films, *Physical Review B*, Volume 80, 2009, DOI: 10.1103/PhysRevB.80.094416

#### PodĎakovanie

Tento príspevok bol vytvorený v rámci projektu **Tvorba mezinárodního vědeckého týmu a zapojování do vědeckých sítí v oblasti nanotechnologií a nekonvenčního tváření materiálu CZ.1.07/2.3.00/20.0038**, ktorý je spolufinancovaný z Evropského sociálneho fondu a štátneho rozpočtu Českej republiky. Výskum je podporovaný Európskym fondom regionálneho rozvoja a Štátnym rozpočtom Slovenskej republiky prostredníctvom projektu **“Výskumné centrum Žilinskej univerzity”, ITMS 26220220183**.







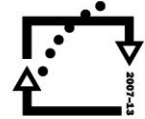
evropský  
sociální  
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,  
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání  
pro konkurenceschopnost

INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

## Měření součinitele plastické anizotropie u plechů Measurement of plastic strain ratio at sheet-metal

Radek ČADA

VŠB – Technická univerzita Ostrava, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava-Poruba, ČR, radek.cada@vsb.cz

### Abstrakt

Pro správné posouzení tvářitelnosti plechů je potřebné měření součinitele plastické anizotropie. Součinitel plastické anizotropie se také používá jako vstupní hodnota pro počítačovou simulaci procesu tažení.

Měření všech vstupních hodnot pro výpočet součinitele je zatíženo chybami. Článek se zabývá možnostmi hodnocení spolehlivosti hodnoty součinitele z tohoto hlediska. Jsou uvedeny potřebné vzorce a možnosti řešení pomocí počítače.

Dále se zaměřuje na porovnání dvou způsobů měření – měření dle ČSN ISO 10113 a stanovení součinitele z hodnot tloušťky a šířky vzorku změřených v místech vzdálených od lokalizace deformace po jeho přetržení. Pomocí statistických metod je ověřena možnost použití tohoto alternativního způsobu měření.

### Klíčová slova

Tvářitelnost, plech, zkouška tahem, anizotropie, součinitel plastické anizotropie, deformace

### Abstract

For the correct examination of the sheet metals formability the precise measurement of plastic strain ratio is necessary. Plastic strain ratio is necessary as an input value for computer simulation of drawing process.

The measuring of all input values which we need for the ratio calculation is burdened by error. The paper is engaged in means of appreciation of reliability of measurement results from this point of view.

Next it allows the sight in confrontation of two means of measurement – the first one is based on ČSN ISO 10113, the second one on determination of the plastic strain ratio using these values: the sheet-metal thickness and width, both measured in points which are distant from places of deformation after the rupture of the sample. There is tested the method of the alternated measuring by the help of statistical methods.



## Keywords

Formability, sheet-metal, tensile test, anisotropy, plastic strain ratio, strain.

## 1. ÚVOD

Normálová anizotropie plechů vyjadřuje nerovnoměrnost mechanických vlastností, zjištěných v rovině plechu vzhledem k mechanickým vlastnostem ve směru kolmém na rovinu plechu (ve směru tloušťky). Normálová anizotropie se kvantitativně vyjadřuje bezrozměrným číslem – součinitelem plastické anizotropie  $r_\alpha$ , který je dán vztahem:

$$r_\alpha = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} = \frac{\ln \frac{b_0}{b_k}}{\ln \frac{s_0}{s_k}} = \frac{\ln \frac{b_0}{b_k}}{\ln \frac{L_k \cdot b_k}{L_0 \cdot b_0}} \quad (1)$$

kde jsou  $\varphi_b$ ,  $\varphi_s$  – logaritmické deformace ve směru šířky a tloušťky,  $L_0$ ,  $b_0$ ,  $s_0$  – počáteční délka, šířka a tloušťka zkoušené části zkušební tyče,  $L_k$ ,  $b_k$ ,  $s_k$  – konečná délka, šířka a tloušťka zkoušené části zkušební tyče.

Způsob stanovení součinitele plastické anizotropie je určen normou ČSN ISO 10113.

## 2. URČENÍ NEJISTOTY MĚŘENÍ SOUČINITELE PLASTICKÉ ANIZOTROPIE

Určení nejistoty měření součinitele plastické anizotropie umožní zhodnotit spolehlivost výsledků. Je to vhodné vzhledem k poměrně malým rozdílům v hodnotách součinitele při zařazování materiálů do skupin podle tvářitelnosti.

Rozptyl směrových hodnot součinitele plastické anizotropie:

$$s_{ri}^2 = \left( \frac{\partial r_\alpha}{\partial b_0} \right)^2 s_{b_0}^2 + \left( \frac{\partial r_\alpha}{\partial b_k} \right)^2 s_{b_k}^2 + \left( \frac{\partial r_\alpha}{\partial L_0} \right)^2 s_{L_0}^2 + \left( \frac{\partial r_\alpha}{\partial L_k} \right)^2 s_{L_k}^2 \quad (2)$$

kde  $s_{b_0}$ ,  $s_{b_k}$ ,  $s_{L_0}$ ,  $s_{L_k}$  jsou směrodatné odchylky průměrů hodnot  $b_0$ ,  $b_k$ ,  $L_0$ ,  $L_k$  daného vzorku.

Po dosažení za parciální derivace:

$$s_{ri}^2 = \left( \frac{\frac{1}{b_0} \ln \frac{L_k}{L_0}}{\left( \ln \frac{L_k b_k}{L_0 b_0} \right)^2} \right)^2 s_{b_0}^2 + \left( \frac{\frac{1}{b_k} \ln \frac{L_0}{L_k}}{\left( \ln \frac{L_k b_k}{L_0 b_0} \right)^2} \right)^2 s_{b_k}^2 + \left( \frac{\frac{1}{L_0} \ln \frac{b_0}{b_k}}{\ln \left( \frac{L_k b_k}{L_0 b_0} \right)^2} \right)^2 s_{L_0}^2 + \left( \frac{-\frac{1}{L_k} \ln \frac{b_0}{b_k}}{\ln \left( \frac{L_k b_k}{L_0 b_0} \right)^2} \right)^2 s_{L_k}^2 \quad (3)$$

Výsledná směrodatná odchylka součinitele  $r_\alpha$  při počtu vzorků  $N$  v daném směru:

$$s_{r\alpha} = \frac{1}{N} \sqrt{\sum s_{ri}^2} \quad (4)$$



Rozšířená nejistota:

$$u = k s_{r_{\alpha}} \quad (5)$$

Pro koeficient spolehlivosti 0,95  $k = 2$

Výsledek se pak uvádí ve tvaru:  $r_{\alpha} \pm u$

### 3. ALTERNATIVNÍ ZPŮSOB MĚŘENÍ SOUČINITELE PLASTICKÉ ANIZOTROPIE

Určité zjednodušení při zjišťování součinitele plastické anizotropie spočívá v použití vzorků přetržených při tahové zkoušce.

Po změření tloušťky a šířky vzorku v oblasti měřené délky (v místech mimo lokalizaci deformace) se vypočte součinitel plastické anizotropie ze vztahu:

$$r_{ai} = \frac{\ln \frac{b_0}{b_k}}{\ln \frac{s_0}{s_k}} \quad (6)$$

Rozptyl směrových hodnot součinitele plastické anizotropie:

$$s_{ri}^2 = \left( \frac{1}{b_0 \ln \left( \frac{s_0}{s_k} \right)} \right)^2 (s_{b_0})^2 + \left( \frac{1}{b_k \ln \left( \frac{s_0}{s_k} \right)} \right)^2 (s_{b_k})^2 + \left( \frac{\ln \left( \frac{b_0}{b_k} \right)}{s_0 \ln^2 \left( \frac{s_0}{s_k} \right)} \right)^2 (s_{s_0})^2 + \left( \frac{\ln \left( \frac{b_0}{b_k} \right)}{s_k \ln^2 \left( \frac{s_0}{s_k} \right)} \right)^2 (s_{s_k})^2 \quad (7)$$

kde  $s_{b_0}$ ,  $s_{b_k}$ ,  $s_{s_0}$ ,  $s_{s_k}$  jsou směrodatné odchylky průměrů hodnot  $s_0$ ,  $s_k$ ,  $b_0$ ,  $b_k$  vzorku.

Výsledná směrodatná odchylka součinitele plastické anizotropie  $r_{\alpha}$  při počtu vzorků  $N$  v daném směru se vypočte podle rovnice (4). Z důvodu pracnosti uvedených výpočtů je vhodné použít matematický software, např. Mathematica.

### 4. POROVNÁNÍ ZPŮSOBŮ MĚŘENÍ SOUČINITELE PLASTICKÉ ANIZOTROPIE

Cílem experimentů bylo porovnat hodnoty součinitelů plastické anizotropie zjištěných jednak dle ČSN ISO 10113, jednak alternativní metodou a porovnat také jejich směrodatné odchylky. Byly zhotoveny dvě sady vzorků. Vzorky byly odebrány z jedné tabule plechu podle ČSN EN ISO 377. Výsledky měření jsou uvedeny v tab. 1 a tab. 2.

Hodnoty součinitelů  $r_{\alpha}$  byly pro jednotlivé směry otestovány testem významnosti rozdílu dvou výběrových průměrů (t-test), kterým bylo stanoveno, zda použitá metoda má vliv na hodnotu  $r_{\alpha}$ . Hladina významnosti byla zvolena  $p = 0,05$ .

Nulová hypotéza –  $H_0$ :  $\mu_1 = \mu_2$ . Předpoklad  $\sigma_1 = \sigma_2$  byl ověřen F-testem.



**Tab. 1** Směrové hodnoty součinitelů plastické anizotropie  $r_\alpha$  změřené dle ČSN ISO 10113 (vzorky 3 a 5 byly vyřazeny pro nesplnění podmínek daných normou)

Číslo vzorku	$r_i$ (-)	$s_{ri}$ (-)	$r_\alpha$ (-)	$s_{r\alpha}$ (-)	$\alpha$ (°)
1	1,819	0,038	1,786	0,037	0
2	1,777	0,068			
3	—	—			
4	1,764	0,077			
5	—	—			
6	1,308	0,049	1,290	0,017	45
7	1,225	0,036			
8	1,267	0,034			
9	1,349	0,040			
10	1,303	0,032			
11	2,089	0,050	2,083	0,027	90
12	2,162	0,057			
13	2,060	0,061			
14	2,062	0,052			
15	2,044	0,078			

**Tab. 2** Směrové hodnoty součinitelů plastické anizotropie  $r_\alpha$  změřené alternativní metodou

Číslo vzorku	$r_i$ (-)	$s_{ri}$ (-)	$r_\alpha$ (-)	$s_{r\alpha}$ (-)	$\alpha$ (°)
1	1,738	0,120	1,771	0,052	0
2	1,769	0,103			
3	1,796	0,111			
4	1,760	0,154			
5	1,794	0,076			
6	1,374	0,081	1,379	0,035	45
7	1,440	0,088			
8	1,330	0,066			
9	1,329	0,071			
10	1,423	0,078			
11	2,266	0,165	2,340	0,059	90
12	2,331	0,150			
13	2,388	0,128			
14	2,344	0,100			
15	2,372	0,102			



Testovací kritérium – TK: 
$$T = \frac{(m_1 - m_2)}{\sqrt{n_1 s_1^2 + n_2 s_2^2} \cdot \sqrt{\frac{n_1 n_2 (n_1 + n_2 - 2)}{(n_1 + n_2)}}} \quad (8)$$

Jestliže  $|T| > t_{p(n_1+n_2-2)}$ , zamítne se  $H_0$ . Rozsahy výběrů jsou  $n_1$ ,  $n_2$ , střední hodnoty  $m_1$ ,  $m_2$ , rozptyly  $s_1$ ,  $s_2$ . Výsledky testu: směr  $0^\circ$ :  $T = 1,1$ ,  $t_p = 2,447$ ; směr  $45^\circ$ :  $T = 0,156$ ,  $t_p = 2,306$ ; směr  $90^\circ$ :  $T = 0,43$ ,  $t_p = 2,306$ .

Z výsledků testu vyplývá, že ve všech případech lze přijmout hypotézu o rovnosti středních hodnot  $\mu$  základních souborů. Lze tedy přijmout hypotézu, že rozdíly hodnot  $r_\alpha$  změřených jednotlivými metodami jsou způsobeny měřením jednotlivých rozměrů zkušebních tyčí a hodnoty  $r_\alpha$  nejsou závislé na použité metodě. Výpočty testu byly provedeny pomocí kalkulátoru, ale je možné použít například analýzu dat v programu MS Excel.

## 5. ZÁVĚRY

Z tabulek naměřených hodnot (tab. 1 a tab. 2) vyplývá, že u alternativní metody jsou podstatně větší směrodatné odchylky  $s_{r_\alpha}$  hodnot  $r_\alpha$ . To je vysvětlitelné tím, že po přetržení tyče je i v oblasti vzdálené od lokalizace deformace určitá závislost rozměrů tyče na vzdálenosti od místa přetržení.

Hodnoty  $r_\alpha$  získané alternativní metodou jsou použitelné pro běžné posouzení vlastností materiálu a jsou vhodné i jako konstanty do počítačové simulace procesů tváření. Pro přesné posouzení materiálu je třeba dát přednost metodě dle ČSN ISO 10113 pro větší spolehlivost výsledků.

## 6. LITERATURA

- [1] POLLÁK, L. Anizotropia a hĺbokotažnosť ocelových plechov. Bratislava: ALFA 1978.
- [2] DAVIES, G. J., BURKE M, A. and OZTURK, T. The Processing of Sheet for Optimal Formability, Sheet Metal Industries, Vol. 60, 1983, No. 6.
- [3] EVIN, E., HRIVŇÁK, A. & KMEC, J. Získavanie materiálových údajov pre numerickú simuláciu. In: Zborník prednášok 7. medzinárodnej konferencie TECHNOLÓGIA 2001: I. diel. Bratislava: Slovenská technická univerzita v Bratislavě, 2001, s. 281-284. ISBN 80-227-1567-0.
- [4] ČADA, R. Comparison of formability of steel strips, which are used for deep drawing of stampings. Journal of Materials Processing Technology, 1996, Vol. 60, No. 1-4, pp. 283-290. ISSN 0924-0136.
- [5] ČADA, R. Tvářitelnost ocelových plechů: odborná knižní monografie. Lektorovali: L. Pollák a P. Rumíšek. 1. vyd. Ostrava: REPRONIS, 2001. 346 s. ISBN 80-86122-77-8.
- [6] REIF, J. Metody matematické statistiky: skriptum. 1 vyd. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2002.

### Poděkování

Tento příspěvek byl vytvořen v rámci projektu **Tvorba mezinárodního vědeckého týmu a zapojování do vědeckých sítí v oblasti nanotechnologií a nekonvenčního tváření materiálu**

**CZ.1.07/2.3.00/20.0038**, který je spolufinancován z Evropského sociálního fondu a státního rozpočtu

České republiky. Výsledky v příspěvku byly získány při řešení projektu specifického výzkumu

č. SP2013/63 o názvu „*Optimalizace technologií plošného a objemového tváření*“ řešeného v roce 2013 na FS VŠB-TUO.





evropský  
sociální  
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,  
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání  
pro konkurenceschopnost

INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

## Numerická a experimentálna analýza napätí zliatiny AS-21 Numerical and experimental analysis of stresses in AS-21 alloys

Tibor DONIČ<sup>a</sup>, Zoran PELAGIĆ<sup>a</sup>, Peter Pastorek<sup>a</sup>

<sup>a</sup> University of Žilina, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Applied Mechanics, University street No.1, 010 26 Žilina, Slovak Republic, [tibor.donic@gmail.com](mailto:tibor.donic@gmail.com), [zoran.pelagic@fstroj.uniza.sk](mailto:zoran.pelagic@fstroj.uniza.sk), [peter.pastorek1@gmail.com](mailto:peter.pastorek1@gmail.com)

### Abstrakt

Predkladaná práca sa zaoberá riešením problému valivého kontaktu. Virtuálny model bol vytvorený v MKP programe SIMULIA Abaqus. Následne boli na model aplikované okrajové podmienky a kontaktné sily. Výsledky získané po simulácii boli porovnané s experimentálnou analýzou problému, ktorá bola vykonaná na skúšobnom stroji ELSPO. MKP Simulácia a experiment sledujú veľkosť kontaktného tlaku, plastickej deformácie a šírku trati, ktorá bola v mieste kontaktu. Výsledky analýzy ukazujú, znateľný rozdiel medzi bodovým a čiarovým kontaktom.

### Klíčová slova

Bodový a priamkový kontakt, valivý kontakt, metóda konečných prvkov, experiment.

### Abstract

The presented paper deals with the solution of rolling contact problem. A virtual model was created in Simulia Abaqus FEA software. They were subsequently given boundary conditions and contact forces. The results obtained after simulation were compared with experimental analysis of the problem, which was performed on the test machine ELSPO. The FEM simulation and experiment observed the size of the contact pressure, plastic deformation and the width of the track, which was the site of contact. The analysis results show a noticeable difference between the point and linear contact.

### Keywords

Point and linear contact, rolling contact, finite element method, experiment.

## 1. ÚVOD

Numerickým cieľom riešenia kontaktného problému je zachytiť pohyb telies, aplikovať obmedzujúce podmienky, aby sa zabránilo prenikaniu a aplikovať vhodné okrajové podmienky na simuláciu trecieho správania sa a prenosu tepla.





Metódou konečných prvkov môžeme s veľkou presnosťou skúmať hodnoty a priebehy povrchových a podpovrchových napätí. Narastajúca sila počítačov vedie k viac premysleným a detailnejšie prepracovaným technickým modelom v inžinierskej analýze [1]. Na následky matematického opisu kontaktu, ktorý vedie na nelineárny problém okrajových podmienok boli vyvinuté moderné simulačné programy pre kontaktné problémy, ktoré využívajú metódu konečných prvkov ako sú napríklad simulia Abaqus, Ansys, MSC Patran, Adina. Najnovšie sú v nich obsiahnuté rôzne diskretizačné postupy pre riešenie malých a veľkých deformácií. Prispôsobivé metódy založené na kontrolovaní chýb konečno prvkovej analýzy a prispôsobenie siete sú najviac zamerané na spoľahlivé numerické výpočty kontaktných problémov.

## 2. NUMERICKÉ RIEŠENIE VALIVÉHO KONTAKTU

Valivý kontakt, u ktorého vznikajú plastické deformácie možno pomocou MKP riešiť využitím kontaktných prvkov alebo metódou kontaktného tlaku. Prvá možnosť je pri riešení odvaľovania v jednom smere komplikovaná, pretože je nutné uviesť odvaľujúce sa telesá do pôvodnej polohy a vznikajú tu problémy s konvergenciou výpočtu pri vyšších koeficientoch trenia. Pri druhej možnosti sa posúva distribúcia povrchového kontaktného tlaku a trecieho napätia. Odpadajú tu problémy s konvergenciou, ale je nutné poznať veľkosť a tvar kontaktnej plochy. K tomuto účelu je možné použiť výsledky numerického výpočtu s využitím kontaktných prvkov, alebo vychádzať z experimentu. Riešenie metódou posúvania povrchového tlaku je veľmi efektívne. Túto metódu možno aplikovať v komerčných programoch MKP definovaním okrajových podmienok pomocou matematických funkcií [2].

### 2.1 Stanovenie okrajových podmienok u čiarového kontaktu

V prípade čiarového kontaktu možno uvažovať rovinný stav deformácie. Ak sú plastické deformácie malé, používa sa pre zadanie normálového tlaku na povrchu vzťah vychádzajúci z elastickej Hertzovej teórie:

$$p(x) = p_0 \sqrt{1 - \left(\frac{x}{a}\right)^2} \quad (1)$$

kde:

$a$  – poloos elipsy,

$p_0$  – maximálna hodnota kontaktného tlaku.

Hodnota  $p_0$  musí zodpovedať normálovej sile  $F$  obr. 1, takže:

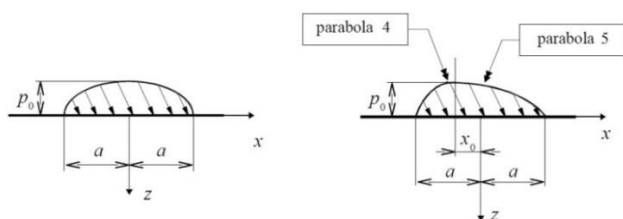
$$F = \int_{-a}^a p(x) dx = \frac{\pi}{2} p_0 \cdot a \quad (2)$$

V prípade zanedbateľného preklzu je možné pri uvažovaní Coulombovho trenia aplikovať šmykové napätia na povrchu proporcionálne k normálovému tlaku podľa vzťahu:

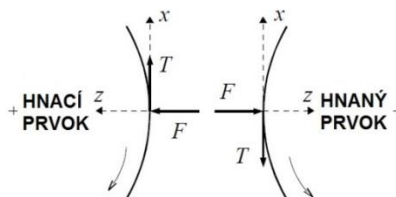
$$\tau(x) = f \cdot p \quad (3)$$

kde:

$f$  – koeficient trenia.



**Obr. 1** Priebeh napätí podľa Hertza (vľavo) a navrhnutá aproximačná funkcia (vpravo)



**Obr. 2** Smer pôsobenia trecích síl



Numerickou analýzou bolo zistené, že pri zaťaženiach nad medzou plastického prispôsobenia sa je vhodné pre aproximáciu priebehu kontaktného tlaku navrhnúť inú funkciu ako (1), a to takú, ktorá je ľahko aplikovateľná v metóde posúvania povrchového tlaku. Veľmi vhodné je použitie dvoch parabol. Matematicky sa potom táto aproximácia dá popísať rovnicami:

$$p(x) = p_0 \left( 1 - \left| \frac{x-x_0}{a-x_0} \right|^{m_1} \right), \text{ pre } -a \leq x \leq -x_0. \quad (4)$$

$$p(x) = p_0 \left( 1 - \left| \frac{x-x_0}{-a-x_0} \right|^{m_2} \right), \text{ pre } -x_0 < x \leq a. \quad (5)$$

kde:

$x_0, m_1, m_2$  – vhodné zvolené parametre.

Šmykové napätie možno zadávať v prípade malého preklzu rovnicou (3). Pri jeho aplikovaní je však nutné správne uvážiť smer pôsobenia vyvolaných trecích síl  $T$ . Tento smer je závislý na tom, či je odvalovaná časť hnacia alebo hnaná obr. 2. U hnacieho prvku pôsobia trecie sily proti smeru pohybu a u hnaného prvku v smere pohybu (platí zákon akcie a reakcie). Šípky na obr. 2 udávajú smer rotácie súčastí. Ak sa aplikuje metóda posúvania povrchového tlaku, posúva sa distribúcia povrchového napätia proti smeru rotácie. Pomer trecej sily  $T$  k normálovej sile  $F$  udáva veľkosť koeficientu trenia  $f$  [2].

## 2.2 Stanovenie okrajových podmienok u bodového kontaktu

Simulácia bodového kontaktu pomocou MKP je obťažnejšia ako simulácia čiarového kontaktu, pretože sa nad medzou plastického prispôsobenia mení výraznejšie veľkosť kontaktnej plochy s rastúcim počtom cyklov. Čím je zaťaženie väčšie, tým sa viac mení rozloženie tlaku súvisiaceho s veľkosťou styčnej plochy. Najčastejšie sa opäť používa funkcia prevzatá z elastickej Hertzovej teórie, kde je normálový tlak definovaný vzťahom:

$$p(x, y) = p_0 \sqrt{1 - \left(\frac{x}{a}\right)^2 - \left(\frac{y}{b}\right)^2}. \quad (6)$$

kde:

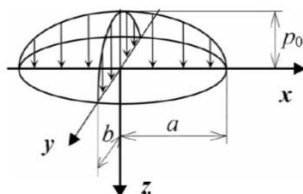
$a, b$  – poloosy kontaktnej elipsy,

$p_0$  – maximálna hodnota normálového tlaku.

Hodnota  $p_0$  musí zodpovedať normálovej sile  $F$  obr. 3, takže:

$$F = \int_S p(x, y) dS = \frac{2}{3} p_0 \cdot \pi \cdot a \cdot b \quad (7)$$

Pre zadanie šmykového napätia sa opäť použije rovnica (3). K Hertzovému priebehu normálového tlaku sa najviac približuje skutočný priebeh na začiatku odvalovania sa [3].



**Obr. 3** Priebeh normálového napätia podľa Hertza pri bodovom kontakte

## 3. EXPERIMENTÁLNA A NUMERICKÁ ANALÝZA SKÚŠOBNEJ VZORKY

Cieľom experimentálnych analýz bolo na existujúcom experimentálnom systéme umožňujúcom analýzy valivého kontaktu kovových telies, ktoré je lokalizované v Centre teoretickej a technologickej plastometrie kovov Strojníckej fakulty Žilinskej univerzity exaktne posúdiť kontaktné problematiky záťažových oceľových diskov s bodovým a priamkovým kontaktom s povrchom skúšobných vzoriek z horčíkovej zliatiny s označením AS-21 (Youngov modul pružnosti  $E = 45$  GPa) a následne



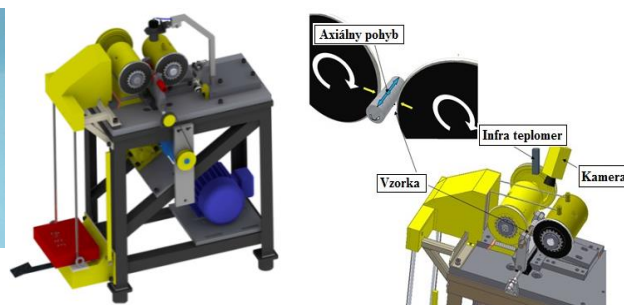
porovnanie výsledkov z týchto experimentov s MKP simuláciou, keď dominantne sa jednalo o úlohy elastoplastické.

Na experiment sa použili dva typy skúšobných kotúčov pre bodový obr. 4a a čiarový kontakt obr. 4b. Materiál skúšobných kotúčov je ložisková oceľ 14 201. (Youngov modul pružnosti  $E = 210 \text{ GPa}$ , tvrdosť po tepelnom spracovaní 63 až 64 HRc).



**Obr. 4a** Skúšobné kotúče pre bodový kontakt

**Obr. 4b** Skúšobné kotúče pre čiarový kontakt



**Obr. 4c** Skúšobný stroj

Experiment sa vykonal na skúšobnom zariadení ELSPO obr. 4c, ktorý sa používa v Centre teoretickej a technologickej plastometrie konštrukčných materiálov na experimentálne analýzy a skúšky v podmienkach valivého kontaktu tuhých telies.

Pred začatím experimentu boli stanovené podmienky, za ktorých bude experiment vykonaný. Podmienky pre bodový a čiarový kontakt boli rovnaké. Stanovené podmienky boli obvodová rýchlosť, prítláčná sila a počet otočení. Hodnoty týchto veličín sú znázornené v tabuľke 1.

**Tab. 1** Stanovené podmienky pre experiment

	Prítláčná sila [N]				Obvodová rýchlosť [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]	Počet otočení
	2,5	4,5	7	9		
<b>Bodový kontakt</b>	2,5	4,5	7	9	1	15 000
<b>Čiarový kontakt</b>	2,5	4,5	7	9	1	15 000

V tabuľke 2 sú uvedené namerané hodnoty šírky stôp pre jednotlivé oblasti po ukončení experimentu.

**Tab. 2** Namerané hodnoty šírky stôp

	Šírka stopy [mm]			
	Oblasť 1	Oblasť 2	Oblasť 3	Oblasť 4
<b>Bodový kontakt</b>	2,404	2,427	2,653	2,701
<b>Čiarový kontakt</b>	3,380	3,421	3,501	3,527

#### 4. MKP SIMULÁCIA EXPERIMENTU

Simulácia bola realizovaná pomocou MKP softwaru simulia Abaqus. Cieľom MKP simulácie je vyhodnotenie povrchu vzorky z materiálu AS-21 pri prvom kontakte a po 15 000 otočeniach so skúšobnými kotúčmi, zistiť aké hodnoty bude nadobúdať ekvivalentné (von Misesove) napätie, kontaktný tlak a aká bude plastická deformácia pri stanovenej hodnote prítláčnej sily.

V pracovnom prostredí simulie Abaqus bol vytvorený 3D model realizovaného experimentu t.j. vzorky a skúšobných kotúčov.

Experimentálne merania ukázali, že horčíková zliatina AS-21 má vo všetkých smeroch izotropné vlastnosti, preto bol pre simuláciu zvolený izotropný materiálový model. Pre model skúšobných kotúčov boli zvolené materiálové vlastnosti tuhého telesa (rigid body).



Všetky okrajové podmienky boli aplikované do referenčného bodu. Skúšanej vzorky boli odobraté na obidvoch stranách tri translačné stupne voľnosti v smere osi X, Y, Z a dva rotačné stupne voľnosti v smere osi X a Y, aby sa model nepohyboval v priestore. Rotácia v smere osi Z sa neodobrala.

Skúšobným kotúčom boli odobraté na obidvoch stranách dva translačné stupne voľnosti a to v smere osi Y, Z a dva rotačné stupne voľnosti v smere osi X a Y. Neodobraný translačný stupeň voľnosti v smere osi X a rotačný v smere osi Z slúži k posunu skúšobných kotúčov ku vzorke a rotácii kotúčov.

Vzhľadom k tomu, že bolo potrebné analyzovať povrch skúšanej vzorky pri valivom kontakte, bola na povrchu vzorky vytvorená hustejšia sieť. Skúšaná vzorka mala 872 910 elementov, 890 071 uzlov a skúšobný kotúč 39 202 elementov, 41 646 uzlov.

Pre výsledky simulácii bola zostavená *tabuľka 3*, v ktorej sú uvedené výsledné hodnoty ekvivalentného (von Misesovho) napätia, kontaktného tlaku a plastickej deformácie povrchu skúšanej vzorky pri prvom kontakte medzi vzorkou a skúšobnými kotúčmi a po 15 000 otočeniach, čo popisuje stav ukončenia experimentu.

**Tab. 3** Výsledky analýzy bodového a čiarového kontaktu

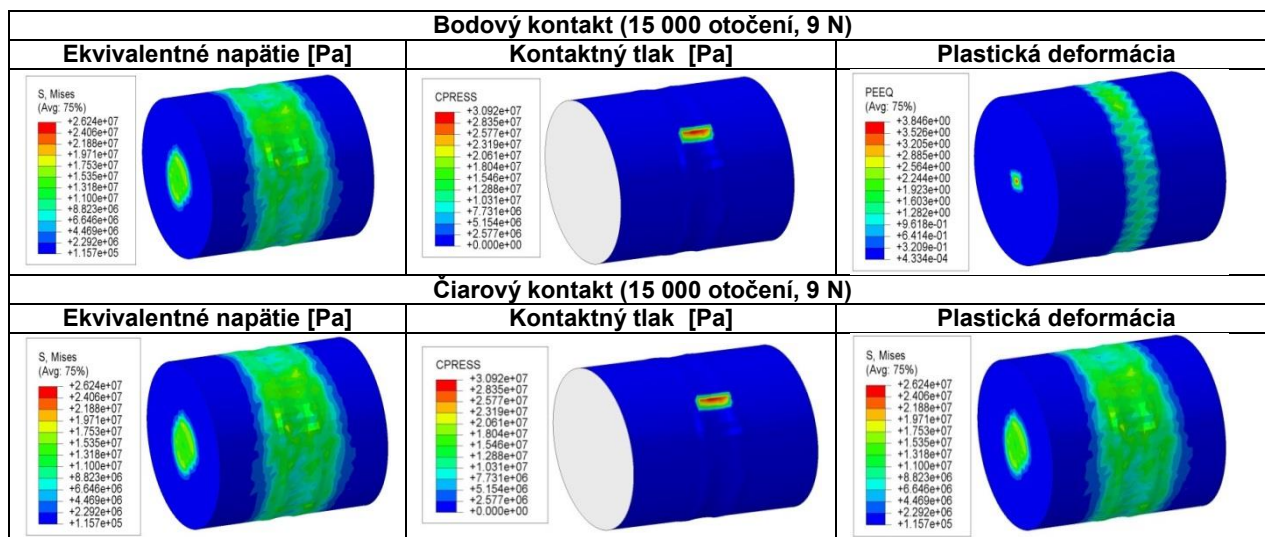
Prítláčná sila [N]	Bodový kontakt		Čiarový kontakt	
	9		9	
Počet otočení	0	15 000	0	15 000
Ekvivalentné napätie [Pa]	$1,096 \cdot 10^7$	$1,971 \cdot 10^7$	$9,027 \cdot 10^6$	$1,096 \cdot 10^7$
Kontaktný tlak [Pa]	$2,940 \cdot 10^7$	$3,092 \cdot 10^7$	$2,502 \cdot 10^7$	$2,930 \cdot 10^7$
Plastická deformácia	$6,376 \cdot 10^{-2}$	2,885	$8,242 \cdot 10^{-3}$	1,958

Zreteľné rozdiely v skúmaných parametroch môžeme pozorovať medzi jednotlivými druhmi kontaktu v tomto prípade bodovým a čiarovým. V *tabuľke 4* sú uvedené obrázky z konečno prvkovej analýzy pre bodový a čiarový kontakt.

**Tab. 4** Vyhodnotenie MKP simulácie

Bodový kontakt (0 otočení, 9 N)		
Ekvivalentné napätie [Pa]	Kontaktný tlak [Pa]	Plastická deformácia
Čiarový kontakt (0 otočení, 9 N)		
Ekvivalentné napätie [Pa]	Kontaktný tlak [Pa]	Plastická deformácia





## 5. ZÁVER

Z tabuľky 4 vyplýva, že vypočítané veľkosti ekvivalentných (von Misesových) napätí, kontaktných tlakov a plastických deformácií z MKP simulácie sú u bodového kontaktu väčšie v porovnaní s čiarovým kontaktom. Vyplýva to zo skutočnosti, že pri bodovom kontakte pôsobí prítlačná sila na menšiu kontaktnú plochu ako pri čiarovom kontakte a tým vzniká väčšia koncentrácia kontaktných napätí, tlakov a deformácií. Pri čiarovom kontakte sa prítlačná sila rozkladá na čiarovú kontaktnú plochu, ktorá je v riešenom probléme diplomovej práce väčšia ako plocha bodového kontaktu.

Zistené hodnoty ekvivalentných (von Misesových) napätí, deformácií a ich zložiek, ktoré vznikli v mieste kontaktu skúšobných kotúčov a vzorky sa dajú ďalej použiť pri skúmaní iniciácie a šírenia únavových trhlin na povrchu alebo pod povrchom daného materiálu a pri zostavovaní kriviek životnosti pre horčíkovú zliatinu AS-21.

## Literatúra

- [1] SOUKUP, J., VOLEK, J., (2008): Non-stationary vibration of thin rectangular viscoelastic orthotropic plate IV. Applied and Computational Mechanics, vol. 2, no. 2, 2008, pp. 657-666.
- [2] HALAMA, R., FUSEK, M., (2005): Použitelnost Hertzovy teorie pro simulaci odvalování. Brno: Sborník konference Inženýrská mechanika, 2005, pp. 105 – 106.
- [3] HALAMA, R., LENERT, J., (2004): Metodika řešení kontaktní únavy s využitím MKP.
- [4] Abaqus 6.11 Documentation.

## Poděkování

Tento příspěvek byl vytvořen v rámci projektu **Tvorba mezinárodního vědeckého týmu a zapojování do vědeckých sítí v oblasti nanotechnologií a nekonvenčního tváření materiálu CZ.1.07/2.3.00/20.0038**, který je spolufinancován z Evropského sociálního fondu a státního rozpočtu České republiky.

Táto výskumná práca je čiastočne podporená projektom štrukturálnych fondov EU, operačný program výskum a vývoj, opatrenie 22. Prenos poznatkov a technológií získaných výskumom a vývojom do praxe: Názov projektu: **Vývoj optimálnej technológie pre analýzu medzných stavov konštrukčných prvkov v kontakte, ITMS 26220220118**. Podporujeme výskumné aktivity na Slovensku/Projekt je spolufinancovaný zo zdrojov EU.







evropský  
sociální  
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,  
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání  
pro konkurenceschopnost

INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

## Numerická analýza tepelného a mechanického namáhání kovacích nástrojů Numerical Analysis of Thermal and Mechanical Load of Forging Tools

Jiří HRUBÝ<sup>a</sup>, Vladimíra SCHINDLEROVÁ<sup>a</sup>, Josef RENTKA<sup>a</sup>

<sup>a</sup> VŠB – Technická univerzita Ostrava, 17. Listopadu 15, 708 33 Ostrava – Poruba, ČR,  
jiri.hruby@vsb.cz, vladimira.schindlerova@vsb.cz, josef.rentka.st@vsb.cz

### Abstrakt

Kovacích nástroje jsou zpravidla cyklicky zatěžovány superpozicí tepelné a mechanické energie v dynamických podmínkách jejich provozu. Odezvou je pak únavová degradace strukturálních a mechanických vlastností materiálu částí nástroje a jeho konstrukční determinace. Numerická analýza takto vzájemně vázaných fyzikálních a strukturálních změn musí vycházet z konstitučního modelu limitních vlastností materiálu v kompozici úplného cyklu plastické deformace materiálu v interakci se strukturou nástroje. Cílem jsou možnosti predikce podmínek životnosti kovacích nástrojů. Řešení je demonstrováno na příkladu relací různých forem opotřebení nástroje pro tváření za tepla.

### Klíčová slova

Numerická analýza; tepelné a mechanické zatížení; predikce životnosti; opotřebení nástrojů

### Abstract

Forging tools are normal cyclically loaded with superposition of thermal and mechanical energy in dynamic conditions of their operation. The response is then fatigue degradation of structural and mechanical properties of the tool material and its structural determination. Numerical analysis thus mutually coupled physical and structural changes must be based on the constitutive model limits makings of the material properties in the composition of the complete cycle of plastic deformation in interaction with the tool structure. The aim is the possibility of prediction of the life conditions for the forging tools. The solution is demonstrated on the example with different forms of tool wear for the heat forming.

### Keywords

Numerical analysis; thermal and mechanical loads; life prediction; tool wear



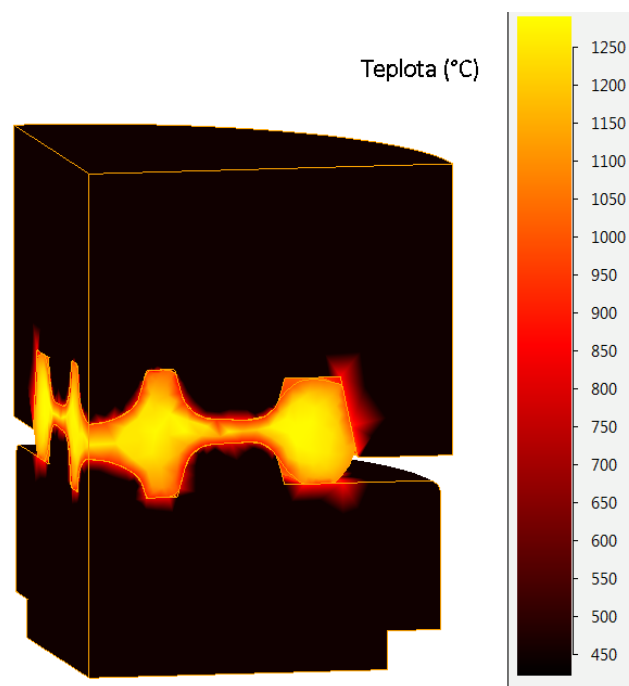


## 1. ÚVOD

Kovacích nástroje jsou zpravidla cyklicky zatěžovány superpozicí tepelné a mechanické energie v dynamických podmínkách jejich provozu. Odezvou je pak únavová degradace strukturálních a mechanických vlastností materiálu částí nástroje a tím i jeho konstrukční determinace. Numerická analýza takto vzájemně vázaných fyzikálních a strukturálních změn musí vycházet z konstitučního modelu limitních vlastností materiálu v kompozici úplného cyklu plastické deformace materiálu v interakci se strukturou nástroje. Základem konstituční matice je v případě materiálů tvářecích nástrojů experimentálně stanovená teplotní závislost limitních mechanických vlastností jejich tuhosti. Nezbytným doplňkem je teplotně závislá matice termických vlastností materiálů částí kovacích nástrojů. Odezvu nástroje na plastickou deformaci tvářeného polotovaru lze modelovat na základě podobné matice jeho deformačních napětí a termických vlastností. Velmi důležitá je konstituce vázaného komplexu transportních a kontaktních vlastností na rozhraní mezi polotovarem, nástrojem, jeho částmi a okolím.

## 2. TEPLOTNÍ POLE TVÁŘECÍHO NÁSTROJE

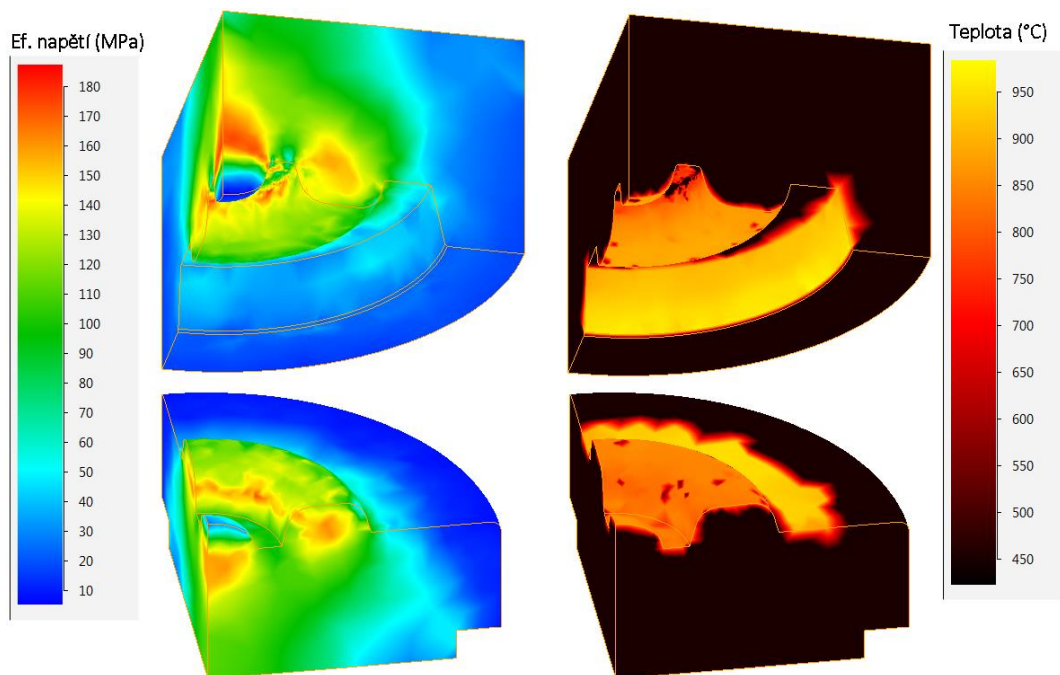
Teplotní pole nástrojů, zejména exponovaných v režimu tváření zatepla, se mění v čase a v interakci s povrchem deformovaného polotovaru v jednotlivých cyklech výrobní série. S ohledem na vysoké kovací teploty ocelových slitin jsou kovací nástroje udržovány na vyšší teplotě s limitou popouštěcích teplot jeho materiálu. Teplotní pole se v povrchových vrstvách a následně celém objemu tělesa nástroje vyvíjí nerovnoměrně a dynamicky podle toku materiálu podél aktuální kontaktní plochy. Na **Obr. 1** je příklad nástroje operace tvarování monobloku železničního kola [1].



**Obr. 1** Teplotní pole sestavy tvářecího nástroje s polotovarem

Teplota nástroje v kontaktu s polotovarem narůstá během cyklu, který trvá několik sekund, od výchozí hodnoty předehřevu až po extrém s rozdílnou lokalizací danou dynamickým tokem materiálu. Pole teploty v tělese nástroje tvarovací operace v závislosti na poloze, intenzitě a čase kontaktu je na **Obr. 2**. V kombinaci s lokalizací extrémů efektivního napětí je tato matice hodnot podkladem pro predikci únavového opotřebení struktury tvářecího nástroje [2].

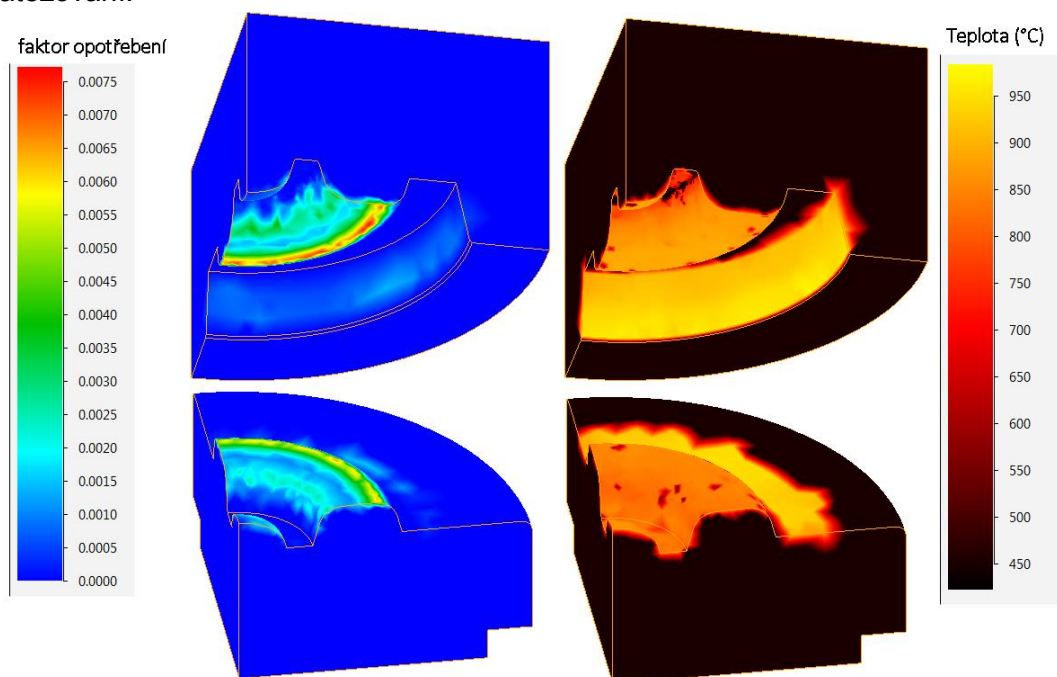




**Obr. 2** Pole teplot a efektivního napětí v sestavě tvářecího nástroje

### 3. OPOTŘEBENÍ FUNKČNÍCH PLOCH TVĚŘECÍHO NÁSTROJE

Hloubku opotřebení nástroje v jakémkoliv bodě povrchu během kontaktní doby lze teoreticky stanovit na základě teoretických vztahů (1) pro trakčně nebo tlakově závislý model, který je pro kovací operace vhodnější. Mechanismus abraze funkční plochy nástroje v průběhu plastického toku materiálu zahrnuje výskyt adhesních kovových vazeb v kontaktním rozhraní jako korozní zplodiny, které následně kovovou vazbu plasticky deformují. Poškození adhesní hranice během plastické deformace se realizuje dislokačním skluzem a probíhá plynule v rámci jednotlivých cyklů zatěžování.



**Obr. 3** Pole teplot a faktoru opotřebení v sestavě tvářecího nástroje



$$u = \int_0^t \frac{a \cdot p \cdot v_x}{\bar{\sigma}} dt, \quad u = \int_0^t \frac{a \cdot \tau \cdot v_x}{\bar{\sigma}} dt, \quad (1)$$

kde  $u$  je hloubka opotřebení nástroje (mm),  
 $\bar{\sigma}$  je dovolené napětí na povrchu nástroje (MPa),  
 $a$  je empirický koeficient (-),  
 $p$  je kontaktní tlak (MPa),  
 $\tau$  je smykové napětí deformovaného materiálu v bodě kontaktu (MPa),  
 $t$  je doba kontaktu (s),  
 $v_x$  je relativní tangenciální rychlost v kontaktu (mm/s).

Teplotně závislá hodnota dovoleného napětí materiálu nástroje se pak stává řídicím parametrem výpočtu faktoru opotřebení, který jako kvalitativní veličina většinou může sloužit pro komparaci různých vývojových variant konkrétní technologie tváření [3]. **Obr. 3** srovnává lokalizaci teplotního pole a faktoru opotřebení povrchových vrstev nástroje tvarovací operace monobloku železničního kola. Skutečné hodnoty charakteru a hloubky opotřebení lze stanovit jen experimentálním způsobem pro konkrétní variantu kontaktu materiálu nástroje a polotovaru za podmínek procesu plastické deformace.

#### 4. LITERATURA

- [1] PETRUŽELKA, J., OČENÁŠEK, V., HRUBÝ, J., LIČKA, S., SONNEK, P. Analýza procesu tváření za tepla. Integrovaný model. 1. vyd. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, 2001, ISBN 80-248-0036-5.
- [2] HRUBÝ, J., RENTKA, J., SCHINDLEROVÁ, V., KREJČÍ, L., ŠEVČÍKOVÁ, X. Possibilities of prediction of service life of forming tools. Manufacturing Technology, June 2013, Vol. 13, No. 2, pp. 178–181, ISSN 1213–2489
- [3] BIBA, N.; STEBUNOV, S.; MUNTINGA, H. Increasing of Tool Life in Cold Forging by Means of FEM Simulation. In: International Conference «New Developments in Forging Technology» in Fillbach, Germany, 2005, ISBN 3-88355-342-5.

#### Poděkování

Tento příspěvek byl vytvořen v rámci projektu **Tvorba mezinárodního vědeckého týmu a zapojování do vědeckých sítí v oblasti nanotechnologií a nekonvenčního tváření materiálu CZ.1.07/2.3.00/20.0038**, který je spolufinancován z Evropského sociálního fondu a státního rozpočtu České republiky.





evropský  
sociální  
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,  
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání  
pro konkurenceschopnost

INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

## Změny korozní odolnosti slitiny AA3004 po ECAP Changes of corrosion resistance of AA3004 after ECAP

Stanislav LASEK, Kateřina KONEČNÁ, Marie BLAHETOVÁ

VŠB – Technická univerzita Ostrava, 17. Listopadu 15, 708 33 Ostrava – Poruba, ČR,  
[stanislav.lasek@vsb.cz](mailto:stanislav.lasek@vsb.cz)

### Abstrakt

Významné zjemnění struktury a zvýšení pevnostních vlastností slitiny AlMn1Mg1 lze dosáhnout pomocí ECAP (Equal Channel Angular Pressing), přitom může být snížena korozní odolnost. V příspěvku jsou uvedeny výsledky metalografického pozorování na světelném a rastrovacím elektronovém mikroskopu, chemické mikroanalýzy, a stanovení tvrdosti uvedené slitiny v závislosti na počtu průchodů (0, 2, 6 a 8 x, typu C, průřezy vzorků 10 x 10 mm). Korozní odolnost je porovnávána pomocí potenciodynamické cyklické metody ve vodných zředěných roztocích s chloridy a měřením korozního potenciálu podle norem. Jako referenční materiál byla použita zkoušená slitina před ECAP a tenký plech hliníku. Na základě provedených korozně elektrochemických zkoušek bylo zjištěno, že legující prvky Mn a Mg snižují korozní odolnost této slitiny. Rozdíly hodnot parametrů charakterizujících odolnost proti rovnoměrné anebo bodové korozi v závislosti na počtu průchodů jsou poměrně malé a zaznamenané trendy jsou mírně závislé na složení roztoku. Po různých počtech průchodů byly pozorovány menší rozdíly v napadení povrchu slitiny korozi. Dále byly provedeny expoziční zkoušky vzorků slitiny v chladicí směsi pro automobily (při 88°C) a v solné mlze, po kterých nebyly prakticky zjištěny změny v korozní odolnosti po uvedených počtech průchodů.

### Klíčová slova

Slitina Al-Mn-Mg, ECAP, zkouška koroze, odolnost materiálu

### Abstract

Significant refinement of the structure and increased strength properties of AlMn1Mg1 alloy can be achieved by ECAP (Equal Channel Angular Pressing), while it may be reduced corrosion resistance. The paper presents the results of the metallographic observation (light and scanning electron microscopy), chemical microanalysis and determining the hardness alloy according to the number of passages (0, 2, 6, and 8 x, C-route, sample cross-sections 10 x 10 mm). Corrosion resistance is compared by a cyclic potentiodynamic method using aqueous diluted solutions with chloride and measuring the corrosion potential according to standards. As reference material was used tested alloy before ECAP and thin sheet of aluminum. On the basis of electrochemical corrosion tests it was found that the alloying elements Mn and Mg reduces the corrosion resistance of the alloy. Differences in values of parameters characterizing the resistance to pitting and/or uniform corrosion on the number of passes are relatively small and



the observed trends are slightly dependent on the solution composition. After various numbers of passes the minor differences were observed in surface corrosion attack. Further exposure tests of samples were conducted in automotive coolant (at 88°C) and salt spray, after which there was virtually any changes in corrosion resistance after specified number of passes.

## Keywords

Al-Mn-Mg alloy, ECAP, corrosion test, resistance of material

## 1. INTRODUCTION

Mechanical properties of aluminium alloys can be considerably improved using severe plastic deformation technics, due to dramatic grain refinement. The 3004 aluminium alloy is widely used in the container, automobile industry and packaging, because of its higher specific strength, formability and corrosion resistance in many environments. In the work [1] an extruded AA3004 was severely deformed by Equal Channel Angular Pressing (ECAP) to reduce grain size down to sub-micrometric scale. Route A was used and the alloy was deformed up to  $\epsilon = 4,32$  (4 passes). The ECAP alloy was then cold and hot rolled (CR, HR), the hardness significantly increased (as-extrusion 40HV, after ECAP 50-80 HV, and after rolling 85-120 HV). Tensile test were conducted at two temperature (250 and 300°C) and at strain rates  $10^{-2} - 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . The best mechanical response was obtained in the ECAP+CR and ECAP+HR at 300°C. The obtained good ductility (60-160%) was conversely sensitive to the strain rate.

Aluminium alloys have a better corrosion resistance by its compact passive layer (thickness of 1-5 nm) under atmospheric conditions. Pitting is the most common form of Al corrosion, connected with structure defects, precipitates and local destruction of passive film, especially in chloride containing water solutions.

The effect of microstructure on corrosion behaviour of Al-Ni (5,4% wt.) alloy fabricated by ECAP with various passes was investigated by means of potentiodynamic polarization test in 0,075 M Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub> and 0,3 M H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> solution with an addition 0,02 M NaCl were investigated [2]. The pitting potential of alloy by route A and Bc ECAP methods were higher than without ECAP. The samples by route Bc showed better corrosion resistance than of the samples by route A, due to finer  $\alpha$ -Al crystal regions formed by route Bc. The corrosion resistance of pure Al was significantly reduced with increased ECAP passes, indicating that ECAP process is not able to improve the corrosion resistance of Al matrix. The fine and homogenous  $\alpha$ -Al/Al<sub>3</sub>Ni structure is the fundamental factor to improve the corrosion resistance of ECAPed AlNi<sub>5</sub> alloy [2].

The aim of this study is to investigate the effect of ECAP pass numbers on the corrosion properties of Al-Mg-Mn (3004) alloy using potentiodynamic polarization and exposition tests and scanning electron microscopy with microanalysis.

## 2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

For ECAP process the die was constructed with two channels, equal in cross-section, which intersect at an angle of 90°. It was reported that an equivalent strain of about 1,0 was introduced into sample for each passage through the die. Route C in which the sample is rotated (180°) between repetitive pressings was applied at room temperature with a pressing speed cca 0,3 mms<sup>-1</sup>. The Al-Mn-Mg alloy specimens were subjected to repetitive pressing up to eight passes.



Vickers hardness measurements were carried out along ECAP selected planes and on the rolled reference materials. Hardness values were averaged from a minimum of 5 measurements.

For electrochemical polarization test, the as-received samples of dimensions 10x10x20 mm were finally ground and polished at one surface by SiC wet papers up to no. 2500. Smaller plate samples of thickness 1,2-2,4 mm were cut off perpendicularly to the axis from former ones for exposition tests. Before test the samples were cleaned in alcohol benzene and weighed.

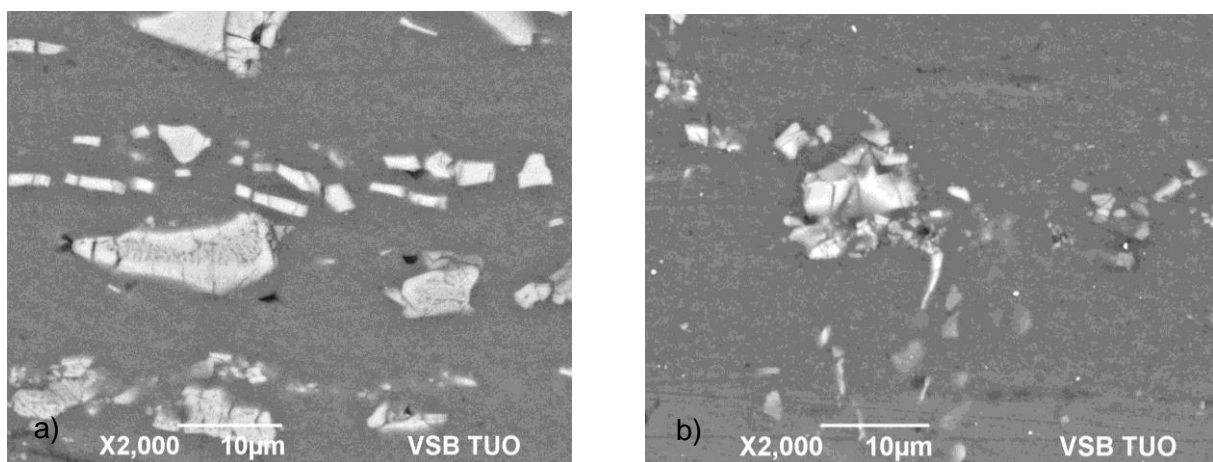
The potentiodynamic polarization tests [3] were carried out in a buffer solution consisting of 0,075 mol/l sodium borate ( $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ ) and 0,3 mol/l boric acid ( $\text{H}_3\text{BO}_3$ ) with addition of 0,02 mol/l NaCl (pH 8,3) and in 0,1 mol/l NaCl (pH $\approx$ 7) water solution at room temperature. The values of corrosion potential were measured according to standard [4]. After open circuit immersion for approximately 20 min., the potentiodynamic polarization tests were conducted at a scanning rate of 1,0  $\text{mV s}^{-1}$  using potentiostat (PGP 201 controlled by PC) with platinum counter electrode and a saturated calomel reference electrode (SCE).

Exposition standard salt spray test according to ISO 9227 for smaller samples was also carried out and gravimetric method has been used. Immersion test of samples were conducted in automobile coolant at 88°C (mobile coolant TL774-C mixed with water 1:2, during 48 h – engine coolant testing).

After tests the surfaces of all samples were cleaned using alcohol in an ultrasonic cleaner and dried in air. The structure of samples and their corrosion on surface were studied using metallographic and scanning electron microscope with EDX microanalysis.

### 3. RESULTS AND DISCUSSION

**Fig. 1** shows representative SEM images of microstructure, and in **Tab. 1** are compared results of chemical microanalysis. Smaller particles in average were observed after ECAP.



**Fig. 1** SEM images of the AA3004 alloy: a) as received, b) after ECAP 6 x. (BEC)

**Fig. 2** reports hardness as a function of ECAP passes (accumulative straining). This plot clearly shows an hardness increase with straining. ECAP hardness increment was 40% with respect to initial value.

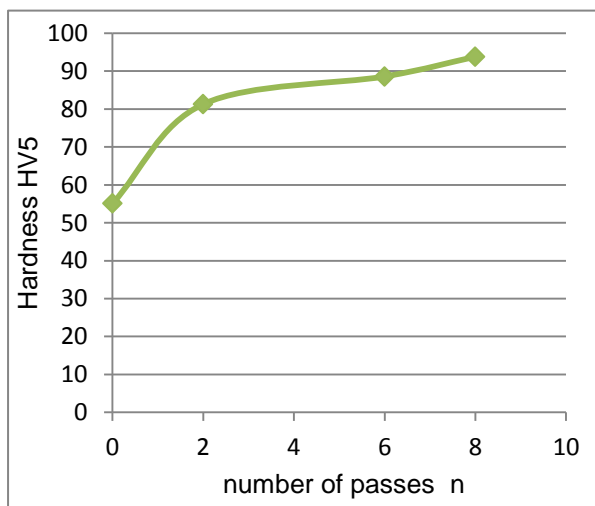




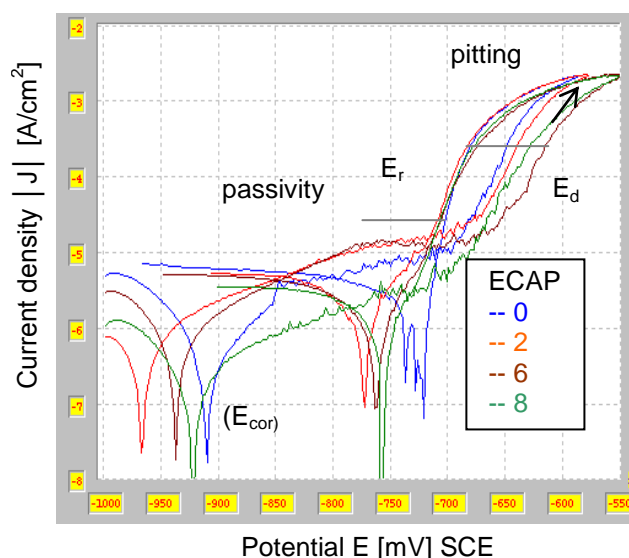
**Tab. 1** Chemical composition of particles and matrix (wt. %)

Name	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Name	Mg	Al	Si	Mn	Fe
Particle (1)	0,06	69,66	6,27	9,54	14,48	Eutectic particle	0,21	71,42	5,59	9,34	13,45
Particle (2)	0,38	75,43	5,26	8,22	10,71	„Large“ particle	0,00	63,71	7,39	13,24	15,66
Particle (3)	0,70	72,06	5,58	8,65	13,01	Matrix	1,03	97,84	0,29	0,84	-

Typical polarization curves of tested samples are compared in **Fig. 3** In imperfect passive state were registered a small current oscillations that are related to metastable microscopic pitting (micropitting or nanopitting), in relation with structure and particles (inclusions, precipitates).

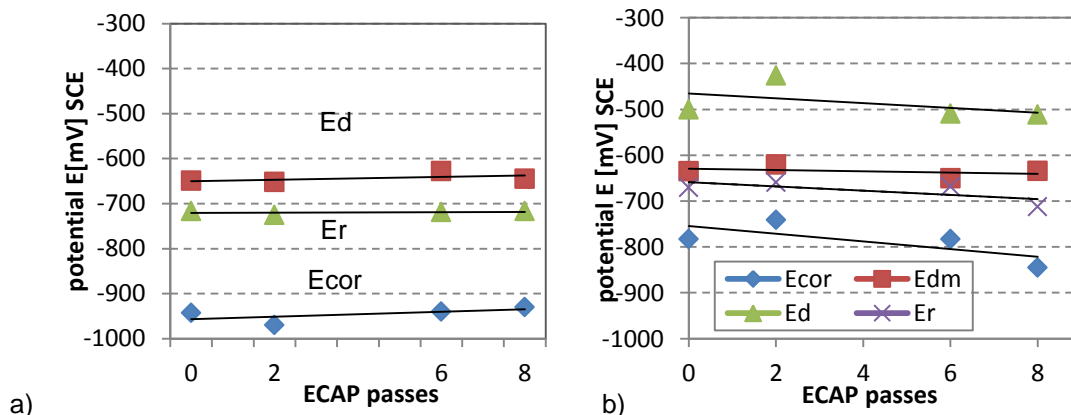


**Fig. 2** Hardness vs. ECAP passes. Standard deviations are within the data-points ( $\pm 2HV$ )



**Fig. 3** Comparison of polarization curves of measured specimens after ECAP

The depassivation ( $E_d$ ) and repassivation ( $E_r$ ) pitting potentials were determined by conventional method at current density  $J(E_d)=100\mu A/cm^2$  or  $J(E_r)=10\mu A/cm^2$ , **Fig. 3** and **4**. For completeness, the corrosion potential  $E_{cor}$  and depassivation potential for metastable micropitting initiation  $E_{dm}$  were also measured. In general, the higher values of pitting potentials, the higher resistance to pitting or crevice corrosion. The differences between  $E_d - E_{cor}$  and  $E_r - E_{cor}$  should also be taken into account. When comparing the results should be taken the fact that standard deviation (variance) of measured potential  $E_d$ ,  $E_r$  values are around 20-30 mV SCE.

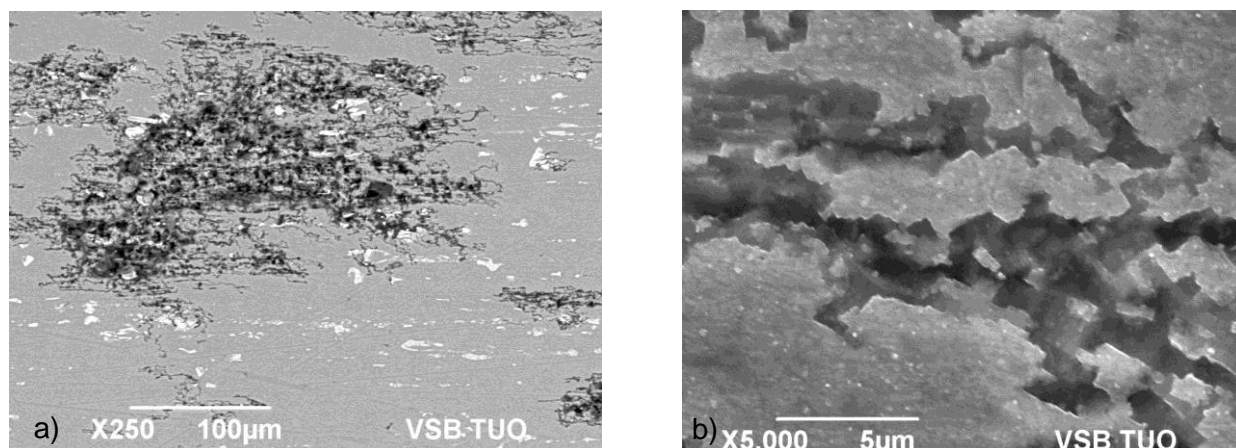


**Fig. 4** Pitting and corrosion potentials of AA3004 samples with ECAP passes: a) polarization test in 0,1 mol/l NaCl solution, b) test in 0,075 M  $Na_2B_4O_7$  + 0,3 M  $H_3BO_3$  + 0,02 M NaCl solution,



The values of depassivation (pitting)  $E_d$  potential and corrosion  $E_{cor}$  one are nearly independent on number of passes in NaCl solution **Fig. 4a**. The corrosion potential values  $E_{cor}$  are influenced (at given chemical composition) by initial state of surface, e.g. quality of passive film and time interval between polishing and test starting. Reference material Al99,5 has shown similar values of depassivation and repassivation potential as AlMnMg alloy, but higher values of corrosion potential.

Similar microscopic pits and grooves, their morphology and clusters were observed after corrosion test, see **Fig. 5**, where the secondary phases were found out and fine grain are partly shown. Higher magnification is necessary for a better identification of corrosion attack.



**Fig. 5** Surfaces after corrosion test, as-received sample (BEC, SEI)

The corrosion types (forms) in **Fig. 5 and 6** are in good agreement with results published in work [2], where corrosion behaviour of AlNi5 alloy has been investigated. The structures of tested samples in surfaces parallel to axes are compared in **Fig. 6**. At a higher magnification there is possible to observe changes in grain (sub-grain) size and shape.

The results of immersion test are compared in **Tab. 2**, where corrosion resistance of AlMgMn is better than Al99,5. All tested samples has mass loss values lower than limit value 2,0 [g/m<sup>2</sup>]. The corrosion potential ( $E_{cor}$ ) measured according to standard [3] have nearly the same values, with small standard deviation ( $s(E_{cor})$ ), see **Tab. 3**. After salt spray test, very small mass changes (0,1 mg) were measured on smaller samples after different number of ECAP passes.

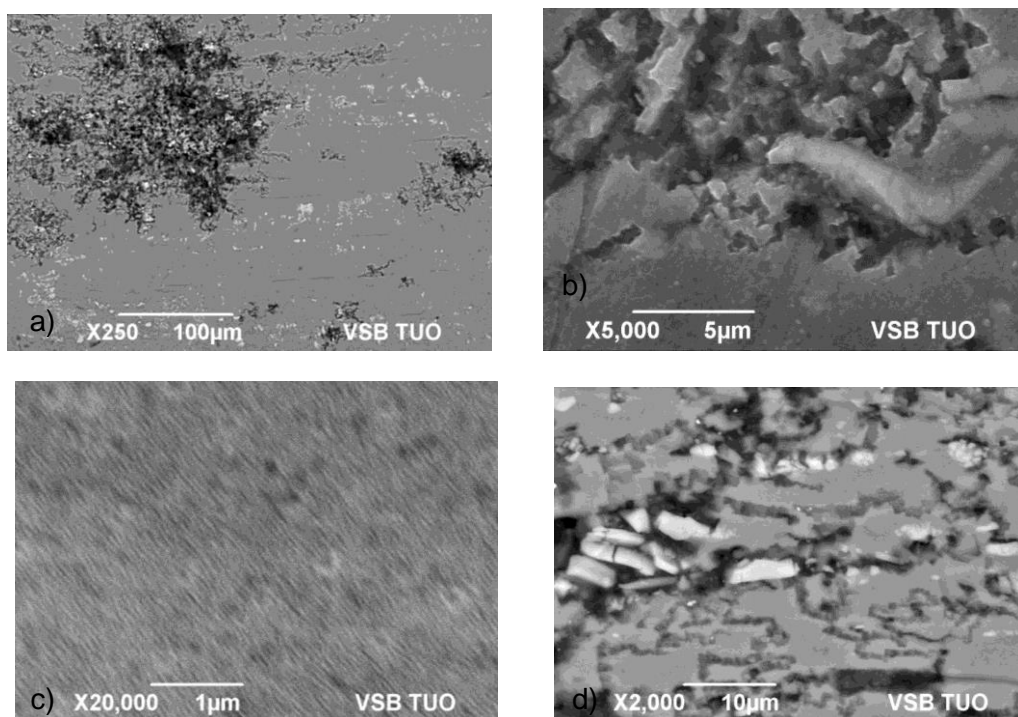
**Tab. 2** Test in automobile coolant at 88°C (TL774-C mixed with water 1:2) 48 h. test.

samples	surface [mm <sup>2</sup> ]	$m_o$ [g]	$\Delta m/S$ [g/m <sup>2</sup> ]
C0	296	0,60324	0,74
C2	252	0,33338	0,56
C6	248	0,28763	0,75
C8	252	0,33914	0,42
Al99,5	315	0,59952	1,40
Al99,5	6178	7,39939	1,22
Al99,5	6384	7,58617	1,39

**Tab. 3** Results of salt spray test (24 h. exposition, ČSN ISO 9227) and corrosion

ECAP passes	$m(0)$ [g]	$\Delta m/S$ [g/m <sup>2</sup> ]	$E_{cor}$ [mV]	$s(E_{cor})$ [mV]
<b>0</b>	0,6033	0,35	-757,3	6,3
<b>2</b>	0,3332	0,39	-751,6	1,7
<b>6</b>	0,2871	0,40	-748,7	3,2
<b>8</b>	0,3390	0,40	-753,3	4,3





**Fig. 6** Surface after polarization test, after 6 passes

#### 4. CONCLUSIONS

Corrosion behaviour of AA3004 (AlMn1Mg1) alloy after various ECAP passes in water solution (0,1 M NaCl and 0,02 M NaCl+0,075 M Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>+0,3 M H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub>, at 25°C) was compared by potentiodynamic polarization and exposition tests. Differences in uniform and pitting corrosion resistance according to the number of ECAP passes (0-2-6-8x, C) were relatively small, compared to hardness increase. The microscopic observations have shown small differences in surface morphology of samples after corrosion tests. The additional measurements of corrosion potential and gravimetric method confirmed the same corrosion resistance after ECAP passes.

#### 5. REFERENCES

- [1] Cabbibo M. Mehtedi M. et. Al : Mechanical properties at high temperature of an AA 3004 after ecap and cold/hot rolling. Rev. Adv. Mater. Sci. 25 (2010) 183-186.
- [2] Yhang Y., Akiyama E. Watanabe Y, et.al. Effect of Al/Al<sub>3</sub>Ni microstructure on the corrosion behaviour of Al-5.4 wt. Ni alloy fabricated by equal/channel angular pressing. Corrosion Science, 49 (2007), 2962-2972.
- [3] ASTM G-69:1997. Standard Test Method for Measurements of Corrosion Potentials of Aluminium Alloys. 2009, 4.
- [4] ASTM G-5:1994. Standard Reference Test Method for Making Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements. 1999,12.

#### Acknowledgements

This contribution was created as part of the project “Creating of international research team and participation in scientific networks in nanotechnology and unconventional material forming”, CZ 1.07/2.300/20.0038, which is co-financed by the European Social Fund and the state budget of the Czech Republic.





evropský  
sociální  
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,  
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání  
pro konkurenceschopnost

INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

## Superplasticita jemnozrnných hořčíkových slitin

## Superplasticity of fine-grained magnesium alloys

Pavel LUKÁČ

*Universita Karlova, Katedra fyziky materiálů, Ke Karlovu 5, CZ 121 16 Praha 2, Česká Republika,*

*E – mail: lukac@met.mff.cuni.cz*

### Abstrakt

Tento článek je zamýšlen jako velmi stručný přehled popisující mechanické vlastnosti jemnozrnných hořčíkových slitin. Důraz je kladen především na superplasticitu. Výsledky mnohých experimentů naznačují, že zjemnění zrna je velmi podstatné. Velikost zrna je určující faktor pro deformační chování kovových slití, včetně deformačního chování hořčíkových slitin; mohou být získány vyšší hodnoty jejich vlastností. Vytvoření jemnozrnné hořčíkové slitiny způsobí zvýšení meze kluzu i meze pevnosti této slitiny, je-li deformována při pokojové teplotě. Napětí na mezi kluzu v závislosti na velikosti zrna se mění podle známého Hallova-Petchova vztahu. Pevnost jemnozrnných hořčíkových slitin prudce klesá s rostoucí deformační teplotou. Za vyšších deformačních teplot může být pevnost jemnozrnných hořčíkových slitin nižší než pevnost stejných hořčíkových slitin s hrubým zrnem. Jestliže tato jemná zrna jsou stabilní při zvýšených deformačních teplotách, potom velikost deformace do lomu jemnozrnných hořčíkových slitin deformovaných v tahu je větší než u hrubozrnných hořčíkových slitin. Velikost tažnosti je velmi citlivá na deformační teplotu a na rychlost deformace a závisí též na podmínkách přípravy hořčíkových slitin. Za určitých experimentálních podmínek se pozoruje superplastické chování. Pokluz po hranicích zrn je důležitým deformačním mechanismem superplastického chování. Tento článek může sloužit jako stručný úvod do problematiky superplastického chování hořčíkových slitin s (ultra)jemným zrnem.

### Klíčová slova

Hořčíkové slitiny; Jemné zrn; Mechanické vlastnosti; Superplasticita

### Abstract

The present paper provides a very brief overview describing mechanical properties of fine-grained magnesium alloys, with special emphasis on superplasticity. The results of investigations show that grain refinement is also of significance for the deformation behaviour of magnesium alloys – enhanced properties may be obtained. If fine grains are produced in a magnesium alloy, the alloy deformed at room temperature exhibits an increase in the strength. The yield stress varies with the grain size according to the Hall-Petch relationship. The strength of fine-grained magnesium alloys decreases rapidly with increasing test temperature. At higher



temperatures, the strength of fine-grained magnesium alloys may be lower than that of coarse grained ones. If these small grains are stable at elevated temperature, elongations to failure of fine-grained magnesium alloys deformed in tension are higher than those of coarse-grained ones. The elongation to failure is very sensitive on the test temperature and strain rate. The elongation to failure depends also on magnesium alloy processing conditions. In some cases, the superplastic deformation behaviour may be observed. Grain boundary sliding is an important deformation mechanism responsible for the superplastic behaviour. This paper may serve as an introduction to superplasticity of magnesium alloys with (ultra)fine-grains.

## Keywords

Magnesium alloys; Fine-grains; Mechanical properties; Superplasticity

## 1. ÚVOD

Vlastnosti kovových i keramických látek jsou závislé na poruchách krystalové mřížky a jejich vzájemnou interakci. Rovněž deformační chování kovových materiálů je silně ovlivněno mikrostrukturou (substrukturou), deformační teplotou, rychlostí deformace a módem deformace. Tak tomu je i u hořčíkových slitin. Důležitým mikrostrukturním parametrem u polykrystalů je zrno – velikost zrna i struktura hranic zrn. Vliv teploty je možno rozdělit na dvě oblasti – na nízké teploty a vysoké teploty. Hranice mezi těmito oblastmi je přibližně daná teplotou  $(0.4 - 0.5)T_m$ , kde  $T_m$  je absolutní teplota bodu tání dané slitiny. Obdobně najdeme i dělení deformačních rychlostí na dvě oblasti: nízké (anglicky low strain rate) a vysoké (high strain rate). Hranice mezi těmito oblastmi se velmi často považuje relativní deformační rychlost řádu  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .

Je velmi dobře známo, že velikost zrna podstatně ovlivňuje mechanické vlastnosti hořčíkových slitin jako tvrdost, mikrotvrdost, napětí na mezi kluzu, mez pevnosti i tažnost (velikost deformace do lomu). Velikost zrna,  $d$ , je dominantní strukturní faktor určující deformační napětí. Platí, při deformaci za nízkých teplot, známý Hallův–Petchův vztah mezi napětím na mezi kluzu  $\sigma_y$  a velikostí zrna [1, 2]

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (1)$$

kde  $\sigma_0$  je tzv. frikční napětí a u hořčíkových slitin je úměrný kritickému skluzovému napětí pro bazální systém a  $k_y$  je materiálový parametr závislý na chemickém složení i na přípravě studované hořčíkové slitiny. Některé modely uvádějí, že  $k_y \sim (\tau_{NB})^{1/2}$ , přičemž  $\tau_{NB}$  je kritické skluzové napětí nebazálního skluzového systému. Relativní prodloužení do lomu při deformaci za nízkých teplot dosahuje nízkých hodnot – jednotky a desítky procent.

Naproti tomu deformační chování hořčíkových slitin deformovaných tahem za vysokých teplot vykazuje jiné charakteristiky. Často je kvazistatické – deformační napětí se nemění podstatně s rostoucím relativním prodloužením a může být úměrné mocnině velikosti zrna (s velikostí zrna roste). Relativní prodloužení do lomu může dosahovat stovky procent i více než 1000%. Jak deformační napětí tak relativní prodloužení do lomu jsou citlivé na velikost zrna, na deformační teplotu a na deformační rychlost. Je-li relativní prodloužení větší než 300%, označujeme toto chování jako superplastickou deformaci; hovoříme o superplasticitě. Langdon [3] prosazuje jako hranici pro superplasticitu, relativní prodloužení do lomu 400%.

V tomto příspěvku chceme podat stručný přehled o superplastickém chování vybraných hořčíkových slitin, komerčně používaných. Upozorníme i na deformační mechanismy, které rozhodují o superplastickém chování.



## 2. EXPERIMENTÁLNÍ VÝSLEDKÝ

Všechny zde uváděny výsledky byly získány při deformaci v tahu s konstantní deformační rychlosti. Soustředíme se především na tyto hořčikové slitiny: AZ31 (Mg-3Al-1Zn) a ZK60 (Mg-5.5Zn-0.5Zr).

Wu a Liu [4] zkoumali vysokoteplotní plastickou deformaci vzorků válcované slitiny AZ31 o velikosti zrna kolem 300  $\mu\text{m}$ . Namáhání vzorků bylo ve směru rovnoběžném s osou válcování. Deformace pobíhala v teplotním intervalu 623 až 773 K (0,67 až 0,84  $T_m$ ) a při různých deformačních rychlostech z intervalu  $10^{-3}$  až  $1 \text{ s}^{-1}$ . Zjistili, že po deformaci velikost zrna se snížila na 25  $\mu\text{m}$ . Maximální hodnoty relativního prodloužení do lomu 320% bylo dosaženo při teplotě deformace 773 K a rychlosti  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Tan a Tan [5] deformovali rovněž vzorky válcované slitiny AZ31 (ztěžování ve směru válcování) o velikosti zrna 12  $\mu\text{m}$ . Velikost zrna byla získána po předchozí krátké deformaci a dynamické rekrytalizaci. Při teplotě 673 K a rychlosti  $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bylo relativní prodloužení do lomu 320%, kdežto při teplotě 723 K a rychlosti  $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  to bylo 360%. Xing et al. [6] vyšetřovali deformační chování slitiny AZ31 o velikosti zrna 2  $\mu\text{m}$  v intervalu teplot 393 až 473 K a pro deformační rychlosti z intervalu  $8,3 \times 10^{-6}$  až  $8,3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Nutno poznamenat, že zrno nebylo teplotně stabilní, měnilo se při ohřevu na teplotu deformace i v průběhu deformace. 370% byla získána maximální hodnota relativního prodloužení do lomu při teplotě 473 K a rychlosti  $8,3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ .

Jemnozrné a ultrajemnozrné vzorky slitiny AZ31 je možno získat, když při přípravě této slitiny se použijí metody intenzivní plastické deformace (SPD metody). Figueiredo a Langdon [7, 8] zkoumali vliv uhlového protlačování kanálem o stejném průřezu (ECAP) na zjemnění zrna a na mechanické vlastnosti (včetně relativního prodloužení do lomu) hořčikové slitiny AZ31 deformované v intervalu teplot 623 až 723 K [7] a při teplotách mezi 423 a 473 K [8]. Velikost zrna byla kolem 9  $\mu\text{m}$ . V intervalu teplot 623 až 723 se pro rychlosti nižší než  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  pozorovala superplasticita, velikost relativního prodloužení do lomu byla větší než 1000%. Jako základní mechanismus určující superplastické chování je pokluz po hranicích zrn. V intervalu teplot 423 až 473 K maximální hodnota relativního prodloužení do lomu – 430% - byla získána pro 450 K a deformační rychlost  $3,3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  [8]. Počet průchodů i teplota ECAPu může ovlivnit následující deformační chování slitiny AZ31, jak ukázali Lapovok et al. [9]. Připravili dva druhy vzorků slitiny AZ31. V prvním případě slitina AZ31 byla válcována a potom podrobená ECAPu. Velikost zrna byla 3,2  $\mu\text{m}$ . 580% bylo maximální relativní prodloužení při 623 K a při deformační rychlosti  $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . V druhém případě ECAPu byla podrobená litá slitina AZ31 (opět různý počet průchodů cestou  $B_C$ ). Byl použit i dopřední tlak. Maximálních hodnot relativního prodloužení do lomu při teplotě 623 K a deformační rychlosti  $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Hodnota 970% byla získána pro vzorky slitiny AZ31, když teplota ECAPu byla 453 K a hodnota 1200%, když teplota ECAPu byla 423 K a byl použit dopřední tlak. Zcela nedávno Figueiredo a Langdon [10] vyšetřovali vliv ECAPu na průběh deformace slitiny AZ31. Vzorky byly připraveny kombinací protlačování při různých klesajících teplotách, celkem 6 průchodů cestou  $B_C$ , úhel mezi kanály 135°. Velikost zrna 7,7  $\mu\text{m}$ . Nejvyšší hodnota relativního prodloužení do lomu, 1200%, byla zjištěna pro 623 K a pro deformační rychlost  $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Analyzovali závislost deformačního napětí na rychlosti deformace,  $(\partial \epsilon / \partial t)$ , a použitím výsledků jiných autorů též závislost napětí na velikosti zrna,  $d$ , pro vzorky vykazující superplasticitu. Tyto závislosti je možno popsat vztahem

$$\sigma = K(\partial \epsilon / \partial t)^m (d/b)^p \quad (2)$$

kde  $K$  je parametr závislý na teplotě a smykovém modulu,  $b$  je velikost Burgersova vektoru, exponent  $p \approx 2$  a exponent  $m > 0,3$ . Jako rozhodující mechanismus superplasticity určili pokluz po hranicích zrn.



Lapovok et al. [11] podrobili slitinu ZK60 ECAPu; několik průchodů cestou  $B_C$ . Velikost zrna byla 12  $\mu\text{m}$ . Značné hodnoty relativního prodloužení do lomu a to 1400% a 2040% zjistili pro teplotu deformace 473 K a pro deformační rychlosti  $3 \times 10^{-3}$  resp.  $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Vliv počtu průchodů ECAPu cestou  $B_C$  na superplastické chování slitiny ZK60 studovali Figueiredo a Langdon [12]. Zjistili, že deformace do lomu je závislá na počtu průchodů, na deformační rychlosti i na úhlu mezi kanály. Pro všechny (1 až 6) průchody se pozoruje superplastické deformace. Maximální hodnoty prodloužení do lomu byly zjištěny po protlačení 2 průchody a to 2650% a 3050% při úhlu mezi kanály  $110^\circ$  a  $90^\circ$ , pro teplotu deformace 473 K a rychlost deformace  $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

Je vhodné poznamenat, že Kai et al. [13] zkoumali vliv počtu otáček vysokoteplotní torze na superplasticitu slitiny Mg-9Al. Slitina byla použita před torzí jak litá tak protlačována. Velikost zrna byla kolem 0,5  $\mu\text{m}$ . Při teplotě 473 K maximální prodloužení do lomu bylo zjištěno pro 5 otáček a to 810% pro litou slitinu a rychlost  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  a 590% pro protlačenou slitinu a deformační rychlost  $+X \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . zarovnány na střed bez obtékání textu nebo se umísťují ke kraji s obtékáním textu z jedné strany.

### 3. ZÁVĚREČNÉ POZNÁMKY

Rozsah příspěvku neumožňuje uvést detaily experimentů a výsledků. Podrobnosti i odkazy na další publikace zabývající se superplasticitu slitin hořčíku najde čtenář v níže uvedené literatuře. Vliv velikosti zrna na deformační napětí je dán rovnicí (1) pro nízké teploty a rovnicí (2) pro vysoké teploty.

### 4. LITERATURA

- [1] E. O. Hall. Proc Phys. Soc. London, B 64, 1951, 747-753.
- [2] N. J. Petch. J. Iron Steel Inst. 174, 1953, 25-28..
- [3] T. G. Langdon. J. Mater. Sci. 44, 2009, 5998-6010.
- [4] X. Wu, Y. Liu. Scripta Mater. 46, 2002, 269-274.
- [5] J. C. Tan, M.J. Tan. Mater. Sci. Eng. A 239, 2003, 61-89.
- [6] J. Xing, X. Yang, H. Miura, T. Sakai. Mater. Trans. 48, 2007, 1406-1411.
- [7] R. B. Figueiredo, T. G. Langdon. J. Mater. Sci. 43, 2008, 7366-7371.
- [8] R. B. Figueiredo, T. G. Langdon. J. Mater. Sci. 45, 2010, 4827-4836.
- [9] R. Lapovok, Y. Estrin, M. V. Popov, T. G. Langdon. Adv. Eng. Mater. 10, 2008, 429-433.
- [10] R. B. Figueiredo, T. G. Langdon. Metall. Mater. Trans. A DOI: 10.1007/s11661-013-1920-7.
- [11] R. Lapovok, P.F. Thomson, R. Cottan, Y. Estrin. Mater. Sci. Eng. A 410-411, 2005, 390-393.
- [12] R. B. Figueiredo, T. G. Langdon. Mater. Sci. Eng. A 501, 2009, 105-114.
- [13] M. Kai, Z. Horita, T. G. Langdon. Mater. Sci. Eng. A 488, 2008, 117-124.

### Poděkování

Tento příspěvek byl vytvořen v rámci projektu Tvorba mezinárodního vědeckého týmu a zapojování do vědeckých sítí v oblasti nanotechnologií a nekonvenčního tváření materiálů CZ.1.07/2.3.00/20.0038, který je spolufinancován z Evropského sociálního fondu a státního rozpočtu České republiky.





evropský  
sociální  
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,  
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání  
pro konkurenceschopnost

INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

## Výchozí stav struktury a její vliv na průběh intenzivní plastické deformace

### Initial structural state and its effect on the course of severe plastic deformation

Vladivoj OČENÁŠEK

SVÚM a.s., Podnikatelská 565, 190 11 Prague 9 – Běchovice, Czech Republic, [ocenasek@svum.cz](mailto:ocenasek@svum.cz)

#### Abstrakt

Při experimentálním sledování intenzivní plastické deformace (dále je SPD) je obvykle v závislosti na typu slitiny sledován vliv řady parametrů na konečné vlastnosti deformovaného materiálu. Použijeme-li jako příklad metodu ECAP, tak se jedná vždy o parametry, kterými jsou počet průchodů, postup rotace vzorku mezi průchody a teplotu deformace. Velmi často je opomíjeným parametrem výchozí stav struktury a historie jeho přípravy. Příspěvek se proto věnuje právě tomuto parametru a to v případě vysokopevných vytvrzovatelných slitin hliníku.

#### Klíčová slova

Intenzivní plastická deformace, vytvrzovatelné slitiny hliníku, stav struktury

#### Abstract

During the experimental study of severe plastic deformation (SPD), the effect of a number of parameters on the final properties is investigated in the dependence on the alloy type. For example, when the ECAP method is applied, number of passes, the way of specimen rotation between the passes and deformation temperature are considered. However, information on initial structural state of the alloy and treatment procedure is often omitted. The aim of this paper is, therefore, to pay an attention to this parameter in the case of the high strength age-hardening aluminium alloy.

#### Keywords

Severe plastic deformation, age-hardening aluminium alloys, state of structure

## 1. ÚVOD

Slitiny hliníku jsou velmi často předmětem studia intenzivní plastické deformace k získání jemnozrnné struktury s velikostí zrna pod 1  $\mu$ , případně pod 500 nm. Vytvrzovatelné slitiny hliníku jsou zajímavé proto, že kombinací plastické deformace a vytvrzováním lze dosáhnout nejen velmi malého zrna ale i vysokých mechanických vlastností. Mezi vytvrzovatelné slitiny





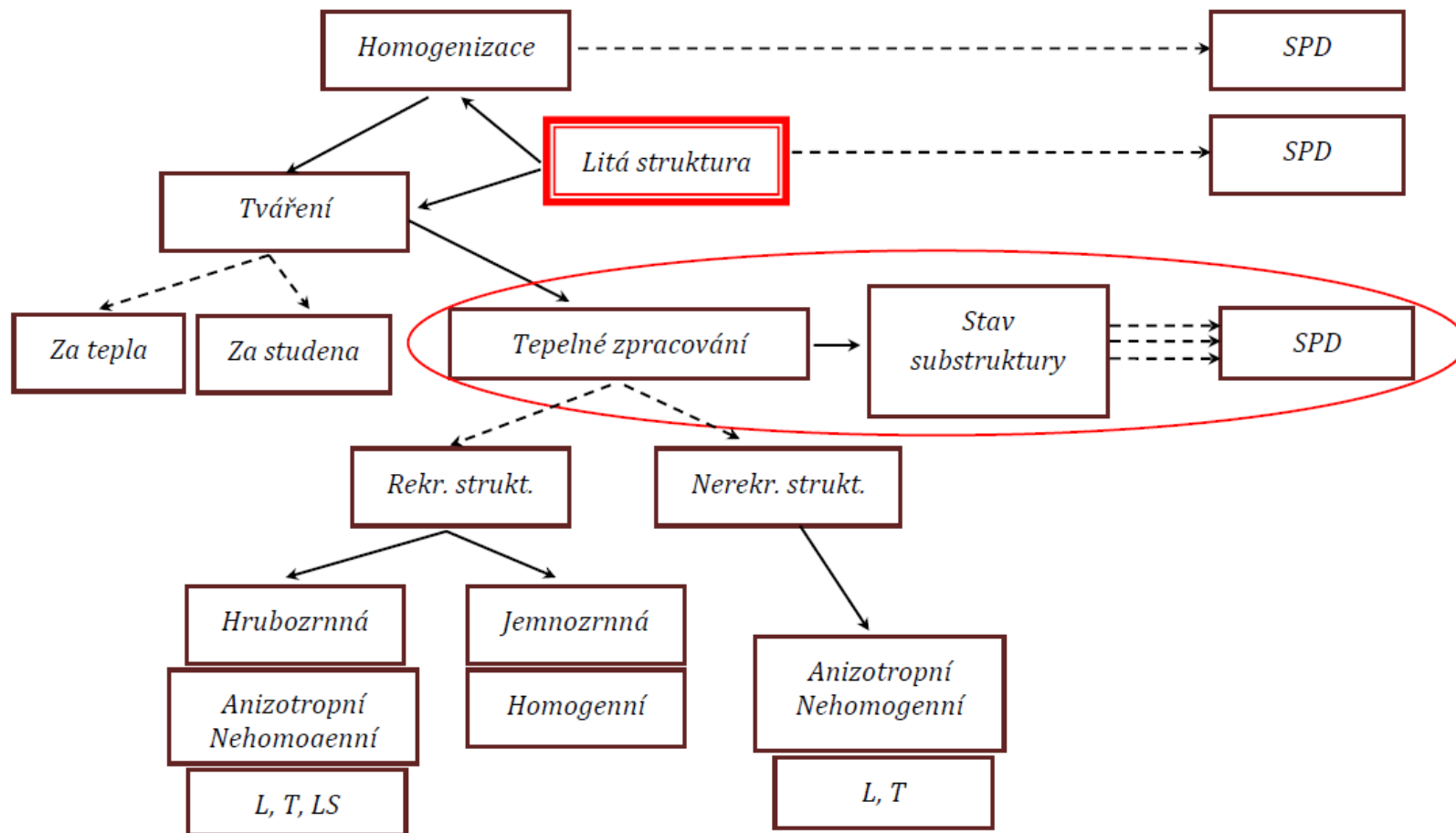
často sledované metodami SPD patří slitiny řady 6XXX (legované Mg a Si), 7XXX (legované Zn, Mg a Cu), případně 2XXX (legované Cu, Mg, Ni). Experimentální materiál pro deformační zkoušky má různý původ a historii a v řadě případů se stává, že výchozí materiál má nedefinovaný původ, nebo ho již nelze dalším zpracováním změnit do požadovaného stavu. V takových případech může být průběh deformačních experimentů určitým způsobem omezen. Předkládaný příspěvek uvádí přehled možných typů výchozích struktur, které přicházejí v úvahu při sledování SPD vytvrzovatelných slitin hliníku.

## 2. MOŽNÉ STAVY STRUKTURY PRO ZKOUŠKY SPD U VYTVRZOVATELNÝCH SLITIN HLINÍKU

Schopnost některých slitin hliníku zpevňovat precipitací při rozpad tuhého roztoku přináší ve srovnání se slitinami, u kterých lze dosáhnout vyšší pevnosti buď příměsemi v tuhém roztoku anebo deformačním zpevněním, některá specifika. Jedná se především o účinky teploty na strukturu fází při rozpouštěcím žihání nebo umělém stárnutí. Dosažení vyšších mechanických vlastností (ve srovnání s nevytvřovatelnými slitinami) je podmíněno vždy „zatížením“ struktury vysokou teplotou při rozpouštěcím žihání (obvykle v rozmezí 480 až 530°C). Při takto vysokých teplotách však u deformovaných stavů dojde vždy k výraznému odpevnění struktury. Pokud je tedy SPD provedena před rozpouštěcím žiháním, vede uložená deformační energie při rozpouštěcím žihání k odpevnění a tím ke ztrátě struktury, která je cílem SPD. Dosáhnout tímto způsobem velikosti zrna pod 1  $\mu\text{m}$ , případně pod 500 nm je prakticky vyloučené.

Pro průběh deformačních zkoušek metodami SPD je výchozí stav struktury zásadní, protože se od něj odvíjí strategie experimentu. Nebo naopak, pro určitou strategii experimentu je nutné zvolit vhodnou výchozí strukturu. Podstatné je nejen to, zda je materiál v měkkém nebo zpevněném stavu ale i to, v jaké formě jsou přítomny intermetalické fáze nebo precipitáty. Rovněž je nutné odhadnout, k jakým změnám struktury může dojít v průběhu zkoušek, které jsou rozloženy do relativně dlouhého časového úseku. Na přehledném schématu na Obr. 1 jsou uvedeny různé stavy struktury, které vyplývají z technologických výrobních procesů hliníkových slitin, tj. struktur které se od sebe mohou výrazně lišit a tím i výrazně ovlivnit jak vlastní průběh deformačních zkoušek, tak i finální vlastnosti intenzivně deformovaného materiálu. Jak vyplývá z Obr. 1. Můžeme pro zkoušky SPD připraveného různým technologickým postupem. Tomu odpovídá i široké spektrum struktur, které mohou být sledovány. Ve všech případech je na prvopočátku struktura litého materiálu. Pokud není předmětem zkoušek přímo materiál litý, následuje obvykle tváření za tepla nebo za studena nebo kombinace obou způsobů s případným mezioperačním žiháním. Pro stav struktury má mimořádný význam operace vysokoteplotního žihání (homogenizační žihání), jehož zařazení nebo nezařazení ovlivní všechny následující operace, včetně deformačních zkoušek SPD. Pokud se toto vysokoteplotní žihání nezařadí, nelze již ve většině případů následující strukturální změny ovlivnit tak, jako je to v případě zařazení tohoto žihání. Na Obr. 2 jsou uvedeny snímky lité struktury slitiny AlMgSi před a po homogenizaci s výrazným vlivem žihání na rozdělení a velikost intermetalických fází, které výrazně ovlivňují jak deformační vlastnosti, tak rekrystalizační chování.

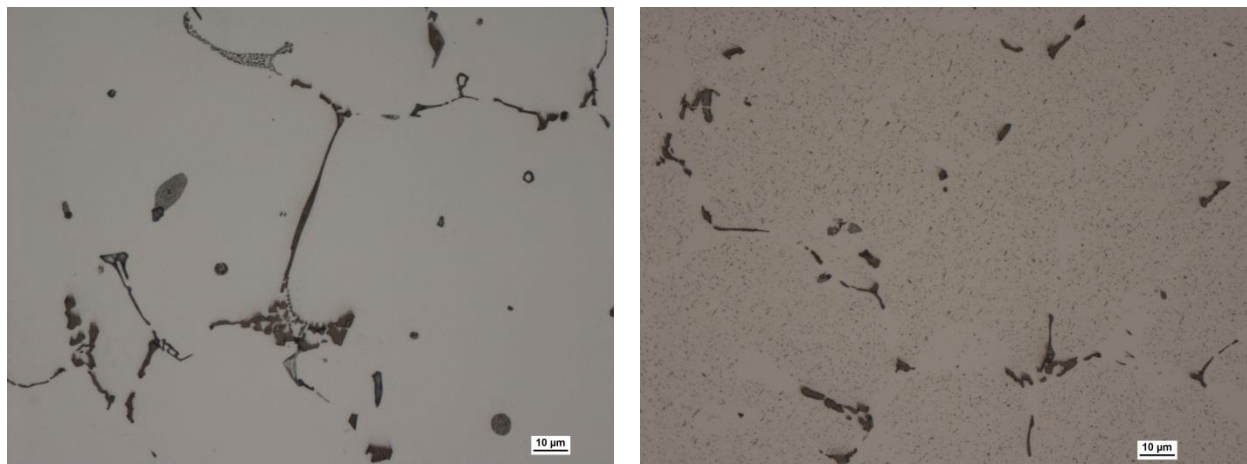




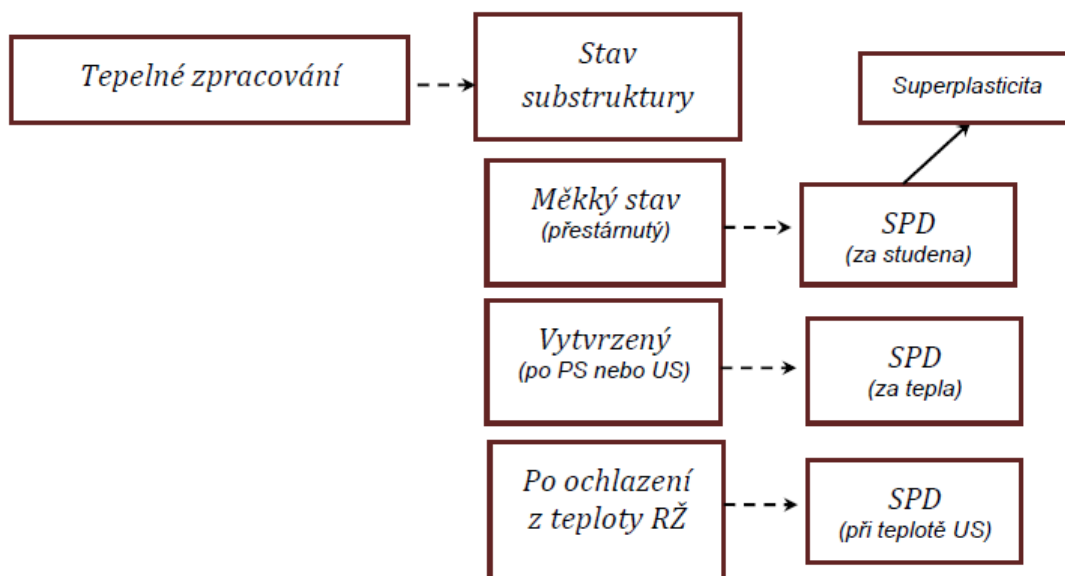
**Obr. 1** Schéma možných struktur při přípravě vytvrzovatelných slitin Al pro zkoušky SPD



Další strukturní parametry, které ovlivňují deformační vlastnosti, závisí na tom, jakou „deformační“ cestou je materiál vyroben, tj. zda je například průtlačně lisován nebo válcován. Výsledkem mohou být zcela odlišné struktury jak z hlediska odpevnění (rekrytalizace, zotavení), tak z hlediska anizotropie. Jako vstupní strukturní parametr pro zkoušky SPD pak hraje důležitou roli jak velikost zrna a stupeň odpevnění, tak textura materiálu, tj. orientace vzorku vzhledem ke směru válcování nebo lisování.



**Obr. 2** Struktura lité (a) a homogenizované (b) struktury slitiny AlMgSi (EN AW 6082)



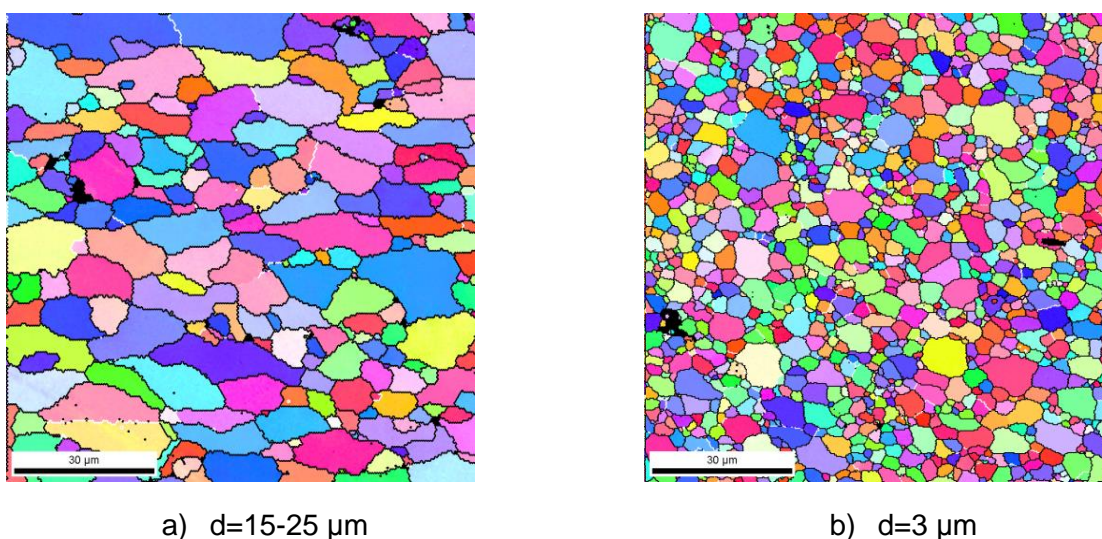
**Obr. 3** Možné způsoby volby výchozí struktury pro SPD u vytvrzovatelných slitin hliníku

Zcela specifický s ohledem na průběh deformačních SPD zkoušek je úloha substruktury, tj. v případě vytvrzovatelných slitin hliníku stav tuhého roztoku. Na Obr. 3 je detailně rozepsáno schéma z Obr. 1 pro případy, kdy jsou deformovány materiály v různém stavu rozpadu tuhého roztoku. Pokud chceme využít zpevňujícího potenciálu těchto slitin, je nutné provést rozpouštěcí žíhání, které se pohybuje v rozmezí teplot 475 °C (slitina 7075) až po 530°C (slitiny řady 6XXX). Pokud by byla SPD provedena před rozpouštěcím žíháním, pak uložená deformační energie povede při rozpouštěcím žíhání k rekrytalizaci a ztráty struktury, která je cílem SPD. Dosáhnout tímto způsobem velikosti zrna pod 1 µm, případně pod 500 nm je



prakticky vyloučené. Schéma uvedené na Obr. 3 proto rozlišuje tři odlišné případy stavu výchozí struktury.

**V prvním případě** je výchozí stavem struktury stav měkký, který je charakterizován velikostí zrna a „přerostlými“ vytvrzujícími fázemi. Vlastní SPD zkoušky tak mohou (v závislosti na typu slitiny) probíhat za normální teploty nebo za teploty zvýšené. Výsledná struktura (velikost zrn) potom závisí na celkové deformaci, na velikosti výchozího zrna a samozřejmě na parametrech předchozího technologického postupu (viz. Obr. 1). Tento postup je vhodný například pro přípravu materiálu pro superplastické tváření (slitiny 7075 nebo 7475) nebo na creepové zkoušky. Speciální technologický postup na přípravu malého a teplotně odolného zrna v případě slitin typu 7xxx je uveden například v [1]. Příklad takové stabilní výchozí struktury a struktury po šesti průchodech metodou ECAP jsou pro slitinu 7075 uvedeny na Obr. 4 [2].



**Obr. 4** Rekrystalizovaná výchozí struktura (a) a struktura po šesti průchodech metodou ECAP s následným tepelným zpracováním na stav T6 (b)

**Ve druhém případě** je výchozí materiál ve stavu vytvrzeném, tj. buď po přirozeném nebo umělém stárnutí. V tomto případě je nezbytné provádět SPD zkoušky za zvýšených teplot a je nutné počítat s tím, že výše teploty deformace bude rozhodovat o tom, do jaké míry budou degradovány touto teplotou účinky precipitačního zpevnění z výchozího stavu.

**Třetí případ** je z pohledu experimentálního - vzhledem k možnému využití jak deformačního procesu, tak precipitačního zpevnění - nejzajímavější. V tomto případě je nutné deformaci provádět co možná nejdříve po rozpouštěcím žháním. V případě, že k deformaci nedojde okamžitě po ochlazení z teploty stárnutí, je nutné počítat s tím, že slitiny budou přirozeně stárnout, a tím zpevňovat. Přírůstek zpevnění přirozeným stárnutím může (v závislosti na typu slitiny) tvořit 50 až 100% procent zpevnění dosaženého umělým stárnutím. V období, kdy bude materiál postupně jednotlivými průchody deformován, bude tak zpevňovat, a to jak deformačně, tak precipitačně. Deformace přitom vlastní precipitační zpevnění urychluje. Z toho vyplývá pro vytvrzovatelné slitiny jedno zásadní omezení, a to, že deformaci vícenásobným průchodem lze provádět za studena pouze v omezeném rozsahu (1-2 průchody). Proto je výhodnější provádět deformační zkoušky za zvýšené teploty. Teplota deformace by přitom neměla překročit teplotu umělého stárnutí, aby byl využit precipitační potenciál sledované slitiny. V tomto případě se budou teploty deformace pohybovat většinou pod teplotou 200°C. Dosažení maximálních pevnostních hodnot pak závisí na celkové době, po kterou byla slitina na teplotě deformace (tj. včetně doby ohřevu na deformační teplotu). Vzhledem k tomu, že doby umělého stárnutí se



pohybují v závislosti na typu slitiny a teplotě stárnutí v intervalu od 4 do 12 hodin, tak deformace řadou průchodů (například metodou ECAP) se obvykle do tohoto časového intervalu vejde.

Z uvedeného rovněž vyplývá, že nemá smysl sledovat účinky SPD na vytvrzovatelných slitinách bez provedení tepelného zpracování (rozpuštěcí žíhání, stárnutí). Deformační zpevnění dosažené pouze SPD je menší než zpevnění precipitační a takto připravený materiál by měl naději na praktické využití pouze v případě, že jemné zrno by bylo z nějakého důvodu rozhodujícím parametrem. Výsledné deformované struktury po SPD, které byly u vytvrzovatelné slitiny připraveny z měkkého stavu přestárnutím mají sice malé zrno, ale mechanické vlastnosti jsou nižší, než mají tyto slitiny po precipitačním vytvrzení. Kromě toho mohou mít i horší plastické vlastnosti. Proto je nutné deformační zkoušky u vytvrzovatelných slitin hliníku provádět tak, aby se využilo jak deformačního zpevnění intenzivní plastickou deformací, tak zpevnění precipitačního.

### **3. ZÁVĚR**

Cílem příspěvku bylo ukázat na velkou variabilitu struktury při použití vysokopevných vytvrzovatelných slitin hliníku při studiu procesu intenzivní plastické deformace. Z uvedených informací vyplývá nutnost definovat výchozí stav struktury a substruktury a podle toho volit deformační podmínky pro dosažení požadovaných vlastností (velikost zrna, mechanické vlastnosti).

### **4. LITERATURE**

- [1] J. A. Wert, N.E. Paton, C. H. Hamilton, and M. W. Mahoney.: Metall. Trans.,12A (1981) 1267
- [2] V. Ocenasek at al.: Effect of heat treatment on the structure of the aluminium alloy AA7075 subjected to intensive plastic deformation by ecap, Conf. Metal 2008, CD ROM

### **Poděkování**

Tento příspěvek byl vytvořen v rámci projektu Tvorba mezinárodního vědeckého týmu a zapojování do vědeckých sítí v oblasti nanotechnologií a nekonvenčního tváření materiálu CZ.1.07/2.3.00/20.0038, který je spolufinancován z Evropského sociálního fondu a státního rozpočtu České republiky.





evropský  
sociální  
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,  
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání  
pro konkurenceschopnost

INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

## Využití nových technologií výroby materiálů s ultra jemnozrnnou strukturou v technické praxi

### Use of new technologies for production of materials with ultra-fine grained structure in technical practice

Stanislav RUSZ<sup>a</sup>, Lubomír ČÍŽEK<sup>a</sup>, Jan Kedroň<sup>a</sup>, Stanislav Tylšar<sup>a</sup>, Michal Salajka<sup>a</sup>, Lukáš Vaněk<sup>a</sup>

<sup>a</sup> VŠB – Technická univerzita Ostrava, 17. Listopadu 15, 708 33 Ostrava – Poruba, ČR, E – mailová adresa: stanislav.rusz@vsb.cz

#### Abstrakt

V příspěvku řešená problematika je zaměřena na velmi aktuální téma z oblasti vývoje procesů výroby pásu plechu s ultra jemnozrnnou strukturou (UFG) u slitin neželezných kovů AlMn1Cu. Cílem bylo ověření vlivu nové metody DRECE (vícenásobné protlačování pásu plechu na nově vyvinutém tvářecím zařízení katedry mechanické technologie, VŠB - TUO) na dosažení zjemnění struktury a tímto i zvýšení mechanických vlastností dané slitiny.

Je provedeno komplexní hodnocení dosažených výsledků po tvářecím procesu a jejich srovnáním s výsledky charakterizující stávající používaný materiál. Experimentálně bylo ověřováno 6 pásů plechu o rozměrech 58 x 2 x 1000 mm z materiálu AlMn1Cu protlačováním zařízením DRECE. Plechy byly protlačovány dle předem určené metodiky. 2 plechy s 4 průchody, 2 plechy s 6 průchody a 2 plechy s 8 průchody. Plech byl po každém průchodu otočen o 180°. Ve všech případech bylo použito mazivo GLEIT –  $\mu$  HP 515. Byly provedeny a vyhodnoceny tahové zkoušky a zkoušky tvrdosti pro materiál AlMn1Cu po tvářecím procesu a metalografická analýza vlivu počtu průchodů nástrojem DRECE na zjemnění struktury.

Dle dosažených výsledků je možno konstatovat, že již po čtvrtém průchodu došlo ke zvýšení meze kluzu a meze pevnosti cca o 30 % oproti výchozímu stavu materiálu. Tyto hodnoty dosáhly maximálních hodnot po šesti průchodech, avšak tažnost materiálu se snížila přibližně o 10 %. Takto tvářený materiál dále prokazuje lepší mechanické vlastnosti i oproti stávajícímu používanému materiálu. Byla jednoznačně prokázána vhodnost použití nově vyvinutého prototypového zařízení ke zvýšení mechanických vlastností dané slitiny.

#### Klíčová slova

AlMn1Cu slitina, metoda DRECE, UFG struktura, mechanické vlastnosti, tvářitelnost

#### Abstract

The paper deals with the issues related to the highly topical theme from the area of development of processes for production of strips with ultra-fine grained structure (UFG) made of alloys of non-ferrous metals - AlMn1Cu. The objective was to verify the influence of the new method Dual Rolls Equal Channel Extrusion (DRECE) (on the newly developed forming device





at the Department of Mechanical Technology, VŠB - Technical University of Ostrava) on achievement of structure refinement and thus enhancement of mechanical properties of the given alloy. Complex evaluation of the results achieved after the forming process was performed, as well as their comparison with the results characterising the existing used material. Altogether 6 strips with dimensions of  $58 \times 2 \times 1000$  mm were evaluated, which were made from material AlMn1Cu by extrusion on the DRECE device. The strips were extruded in accordance with methodology specified in advance: 2 strips by 4 passes, 2 strips by passes and 2 strips by 8 passes. The strip was after each pass turned by  $180^\circ$ . In all cases the lubricant GLEIT –  $\mu$  HP 515 was used. Tensile and hardness tests were performed and evaluated for material AlMn1Cu after forming process, as well as metallographic analysis of influence of the number of passes through the DRECE tool on the structure refinement.

It is possible to state on the basis of the obtained results that already after the fourth pass the yield strength and ultimate strength were increased approx. by 30 % in comparison with the initial state of material. These values achieved their maximum after six passes, however, the material ductility dropped down approx. by 10 %. Thus formed material manifests moreover netter mechanical properties also in comparison with the existing used material. Suitability of use of the newly developed prototype device for enhancement of mechanical properties of the given alloy was unequivocally proven.

### Keywords

AlMn1Cu alloy, method DRECE, UFG structure, mechanical properties, formability

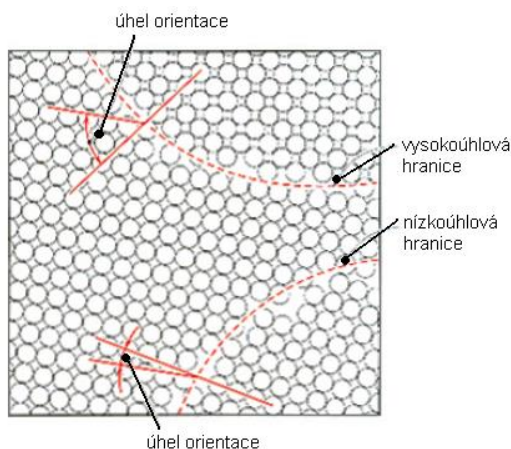
## 1. ÚVOD DO PROBLEMATIKY VÝVOJE TECHNOLOGIÍ VÝROBY KOVOVÝCH UFG MATERIÁLŮ VYUŽÍVAJÍCÍCH PRINCIP SPD (VÍCENÁSOBNÉ PLASTICKÉ DEFORMACE)

Pro trvale udržitelný rozvoj lidské společnosti jsou důležité nové kovové materiály s tzv. ultra jemno-zrnnou strukturou (UFG materiály) a vývoj nových tvářecích technologií, které umožňují dosažení těchto struktur. Tyto technologie jsou založeny na principu vícenásobné plastické deformace. Jejich výzkum je velmi intenzivní, jelikož získané poznatky ovlivňují vývoj nových materiálů a tím i nových výrobků. Ultra jemné materiály mají díky své výjimečné struktuře odlišné mechanické a fyzikální vlastnosti oproti materiálům se standardní velikostí zrna. Nejdůležitějším mechanismem plastické deformace za studena i za tepla je dislokační skluz, ten se projevuje nejvíce při zatížení smykovým napětím. Je to jeden z hlavních předpokladů při návrhu metod založených na využití SPD procesu (vícenásobná plastická deformace).

Proces zjemnění struktury v průběhu plastické deformace vychází z dislokačních mechanismů. Daný efekt byl pozorován v kovech a jejich slitinách s kubickou plošně centrovanou mřížkou (Al, Cu, Ni). Plastická deformace generuje v mřížkách dislokace o velké hustotě. Dislokace jsou uspořádány v odlišných konfiguracích, které závisí na krystalické struktuře materiálu. Vzniknou dislokační stěny na skluzových rovinách (stříhové pásy), dislokační smyčky a dislokační buňky. Vzájemné působení dislokací vede k tvorbě subzrn s nízkými úhlovými hranicemi. Subzrna se dále vyvíjí při působení intenzivní plastické deformace, což vede k tvorbě vysoko úhlových hranic a zapřičiňuje další dělení původního zrna. Pohyb nízkými úhlovými hranicemi zrn probíhá podle zmíněných dislokačních mechanismů. Pohyb vysoko úhlových hranic je zprostředkován přenosem atomů mezi sousedními zrny. Rychlost přenosu je závislá na struktuře hranic, atomech vměstků na hranici a na teplotě. Atomy vměstků mohou spolehlivě pohyb zrn blokovat. K překonání blokace je pak zapotřebí vyvinutí velké deformace. Proces je zároveň závislý na rychlosti deformace a teplotě. [1]. Polykrystalický kov je soubor nahodile orientovaných zrn o



různých velikostech. Zrna jsou rozdělena hranicemi. Orientace kluzových čar a pasů v zrně je funkcí orientace mřížky. Na hranicích dvou sousedních zrn se setkávají různě orientované skluzové roviny, které svírají různé úhly. Právě úhel těchto rovin rozděluje hranice na nízkoúhlové a vysokoúhlové hranice, přičemž mezním úhlem je úhel 10-15° (obr. 1).



**Obr. 1** Schéma vysokoúhlové a nízkoúhlové hranice zrn

Samotný proces vícenásobné plastické deformace, který vede ke zjemnění struktury, závisí na několika činitelích. Kromě uvedené struktury mřížky jsou to níže uvedené faktory: struktura před deformací (velikost zrn, mikrostruktura), částice druhé fáze, deformační rychlost a teplota deformace, velikost deformace, cesta deformace. Výchozí velikost zrn ve velké míře ovlivňuje proces zjemňování, spolu s částicemi jiné fáze ve struktuře (u lehkých kovů přítomnost precipitátů). Zjemňování je obtížnější při zmenšující se velikosti zrn, protože je znesnadněna tvorba stříhových pásů a tím i dělení zrn. Velká zrna v řádech  $\mu\text{m}$  urychlují zjemnění zrn. Nejjemnější struktury je možno dosáhnout při nízkých teplotách a odpovídajících rychlostech deformace. Naopak vyšší teplota může být využita při řízené rekrytalizaci, avšak velikost zrn získaných při tomto procesu se pohybuje v řádu 1-5  $\mu\text{m}$  (slitiny Al). Struktura tak není posuzována jako UFG struktura [2].

Podstatou řešené problematiky je návrh alternativního materiálu na bázi hliníku pro výrobu držáku klimatizačního systému při protlačování pásu plechu. V úvodní části je provedena rešerše současných poznatků z vývoje technologií výroby UFG materiálů s analýzou vývoje metody DRECE a její porovnání s podobnými technologiemi. Dále je uvedena rešerše vývoje automobilového průmyslu z hlediska používaných materiálů pro nosné elementy automobilových karosérií.

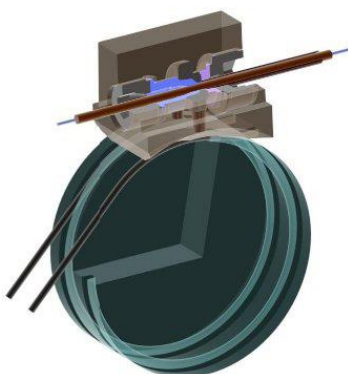
## 1.1 Technologie CONFORM

BWE Ltd, dříve Babcock Wire Equipment Ltd, působí ze své centrály Ashford v jihovýchodní části Anglie od roku 1969, kdy společnost poprvé vyrobila stroj pro svařování za studena. Stroje CONFORM™ byly vyráběny od roku 1976 a byly původně používány k protlačování kulatého drátu. Trvalý vývoj zaměřený na rozšíření schopností metody CONFORM (Continuous Extrusion Forming) vedl k rostoucímu počtu aplikací, včetně výroby magnetického drátu, elektrických vodičů a nakonec k zavedení metody CONKLAD™ pro výrobu pohliníkových ocelových drátů a metody CATV pro optické kabely [3]. V současné době se dána metoda využívá pro dosažení velmi vysokého stupně deformace. Proces CONFORM je podobný procesu ECAP. Metoda CONFORM využívá podávacího válce s obvodovou drážkou k přísunu vstupního polotovaru ve formě tyče (trubky) do nástroje. Vzhledem k tomu, že plocha kontaktu polotovaru v drážce značně přesahuje plochu kontaktu mezi polotovarem a vnějším okrajem tvářecího nástroje, pohyb válce zajišťuje přísun polotovaru do deformační zóny, kde je vytvářen dostatečný tlak a teplo k jeho dalšímu protlačení. Dvoudrážkové radiální provedení bylo





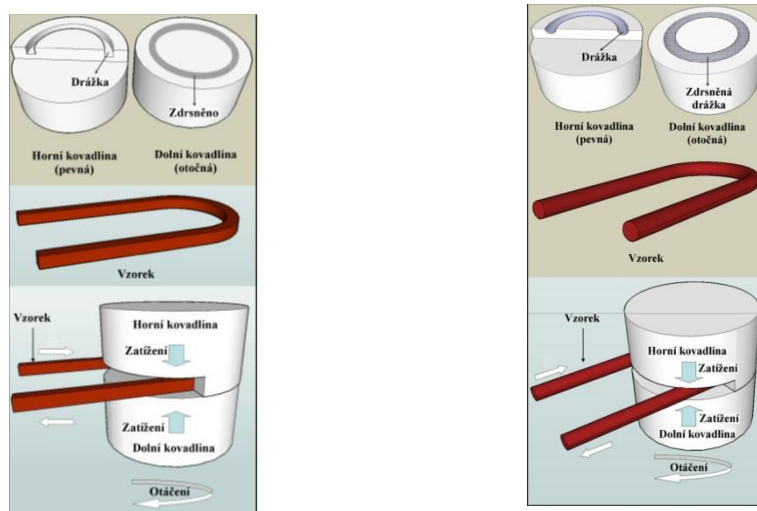
vyvinuto firmou BWE k vytlačování přesné kulaté hliníkové trubky a je značně používáno pro výrobu trubek pro výměníky tepla. Použití dvou drážkového nástroje má několik výhod. U dutých výrobků, kde nástroje obsahují trn z měkčeného hliníku, poskytuje vyvážený tok materiálu v nástroji, a tedy více homogenní výrobek. Je možné mít širší nabídku velikostí produktů a vyšší výstupní rychlost, než při použití jednodrážkového radiálního provedení. Proces CONKLAD firmy BWE (Obr.1) rozšiřuje schopnosti CONFORM stroje využitím dvoudrážkového tangenciálního provedení. Polotovár je vytlačován po tangentě na válec s drážkou a jádro je dodáváno přímo do nástroje. U výroby přenosových kabelů CATV (kabely TV s hliníkovým pláštěm) je polotovár s optickými jádry vytlačován tangenciálně. Jádro je zavedeno speciálním navrženým nástrojem do středu trubky. Po ochlazení je hliníkový plášť opracován do finální velikosti [4].



**Obr. 1** Zařízení CONFORM – dvoudrážkové tangenciální provedení

## 1.2 Kontinuální HPT (CHPT – Continuous High-Pressure Torsion)

Je znázorněn na obrázku č. 2 a byl vyvinut pro zpracování pásů a drátů z kovových materiálů. Může zpracovávat pásy a dráty v relativně vysoké rychlosti. Je to jedinečný kontinuální proces vícenásobné plastické deformace, kterým je možné dosáhnout stálé úrovně tvrdosti a minimální velikosti zrna jen po jednom průchodu kovadlinou. Metoda má však několik technických problémů, které je v budoucnu potřeba řešit. Při kontinuálním HPT s použitím drátů jsou dráty po zpracování zkroucené a v průřezu nejsou kulaté. Z tohoto důvodu by následné tvářecí postupy, jako je tažení nebo válcování, měly být použity k úpravě tvaru drátů. Tvrdost při kontinuálním HPT s použitím pásů dosáhne nasycené úrovně jen po jednom průchodu. Pro dráty není napětí dostatečně velké k dosažení nasycené úrovně [5].



a) b)  
**Obr. 2** CHPT a) pro pás plechu, b) pro drát



## 2. ZKOUŠKY MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ SLITIN AI POUŽITÝCH PRO VLASTNÍ EXPERIMENTY

### 2.1 Chemické složení a mechanické vlastnosti materiálů

Tab. 1 Chemické složení a mechanické vlastnosti materiálu AlMn1Cu

prvek	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ostatní		Al
						každý	celkem	
[%]	0,6	0,7	0,05-0,2	1-1,5	0,1	0,05	0,15	zbytek

#### Mechanické vlastnosti

Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]
145 – 185	125

Tab. 2 Chemické složení a mechanické vlastnosti materiálu AlFe1,5Mn

prvek	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ostatní		Al
						každý	celkem	
[%]	0,4	1,2-2	0,3	0,3-1	0,1	0,05	0,15	zbytek

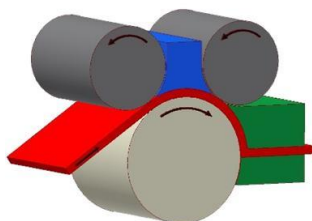
#### Mechanické vlastnosti

Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]
100 – 150	70

### 2.2 Zařízení DRECE (Dual Rolls Equal Channel Extrusion)

Zařízení DRECE pracuje na principech DCAP (C2S2) a CONFORM. Na obrázku 3 je uveden celkový pohled na prototypové zařízení. Zařízení se skládá z těchto hlavních částí [6]:

- převodovka typu NORD s elektromotorem
- lamelová spojka
- podávací válec
- přítlačné válce s regulací přítlačné síly
- vlastní tvářecí nástroj, složený z horní a dolní části, z oceli typu Dievar



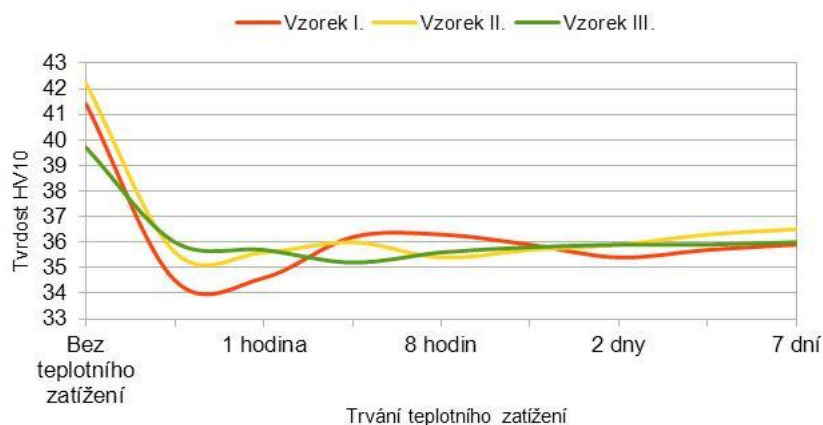
Obr. 3 Schéma prototypového zařízení DRECE



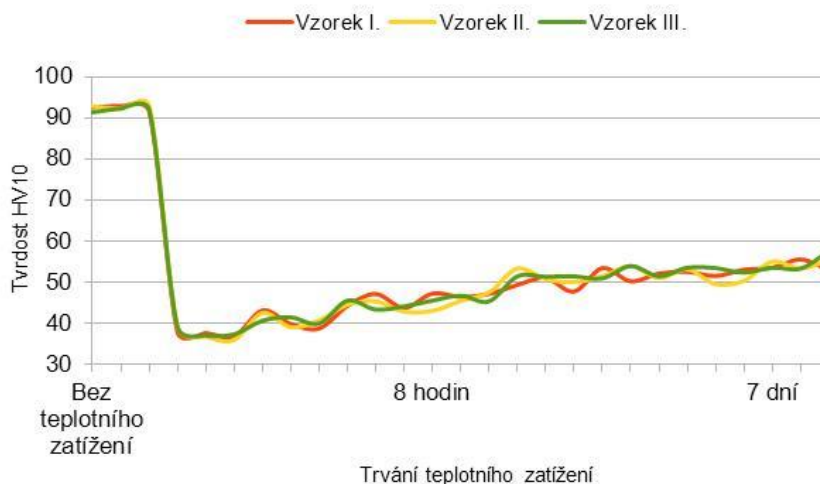
Pás plechu o rozměrech 57 × 2 × 1000 mm je vložen do pracovního prostoru a podávacím válcem v součinnosti s přítlačnými válci je protlačován tvářecím nástrojem, aniž by docházelo ke změně příčného průřezu. Při takto prováděné vícenásobné plastické deformaci docílíme podstatného zvýšení mechanických vlastností ověřovaného materiálu. Měřením tvrdosti a tahovou zkouškou byly určovány mechanické vlastnosti zařízení. Vzhledem k tomu, že se jedná o patentové zařízení, není možno zveřejňovat podrobnější technické údaje.

### 3. PROVÁDĚNÉ EXPERIMENTY NA OBOU TYPECH SLITIN

Vzorky byly teplotně zatíženy procesem pájení na teplotu 600 °C, což simuluje reálný proces výroby součásti. Poté byly ohřáty na teplotu 350 °C a následně na teplotu 200 °C.



**Graf 1** Změna tvrdosti v závislosti na teplotním zatížení slitiny AlMn1Cu



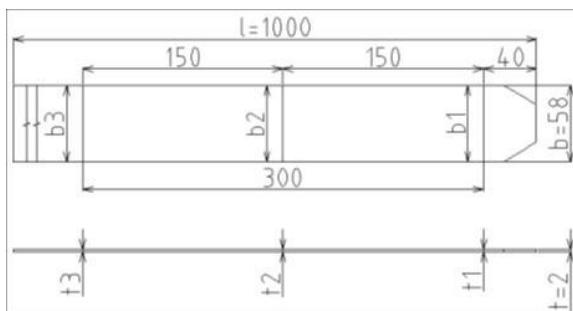
**Graf 1** Změna tvrdosti v závislosti na teplotním zatížení slitiny AlFe1,5Mn

Z dosažených výsledků je zjevný podstatný pokles tvrdosti při teplotním zatížení u slitiny AlFe1,5Mn z HV10 94,30 na HV10 37,40. U slitiny AlMn1Cu z HV10 43,70 na HV10 34,00. Z tohoto důvodu byla dále experimentálně ověřována slitina AlMn1Cu. Byl ověřován vliv počtu průchodů zařízením DRECE na změnu mechanických vlastností a zjemnění struktury.



### 3.1 Vliv počtu průchodů zařízením DRECE na velikost mechanických vlastností u plechu z materiálu AlMn1Cu

Experimentálně bylo ověřováno 6 pásů plechu o rozměrech 58 × 2 × 1000 mm z materiálu AlMn1Cu protlačováním zařízením DRECE. Plechy byly protlačovány následovně: 2 plechy s 4 průchody, 2 plechy s 6 průchody a 2 plechy s 8 průchody. Plech byl po každém průchodu otočen o 180°. U každého plechu byly změřeny rozměry – šířka (b), tloušťka (t) a délka (l) – ve třech bodech vzdálených od sebe 150 mm, jak je znázorněno na obr. 4. Ve všech případech bylo použito mazivo – 39 GLEIT- HP 515 určené pro tváření za studena. Zmíněné hodnoty byly zaneseny do tabulek č. 3.11 až 3.16.



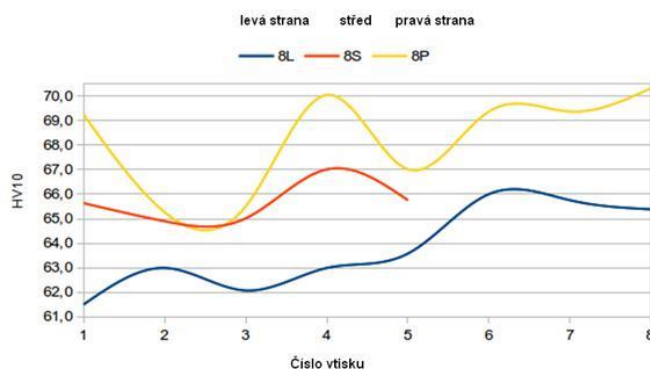
**Obr. 4** Měřená místa v pásu plechu po jednotlivých průchodech zařízením DRECE

**Tab. 3** Příklad změny rozměrů plechu po jednotlivých průchodech zařízením DRECE

Počet průchodů	Úhel otočení [°]	Délka [mm]	Šířka [mm]			Tloušťka [mm]			Mazivo	Tlak [bar]
			b <sub>1</sub>	b <sub>2</sub>	b <sub>3</sub>	t <sub>1</sub>	t <sub>2</sub>	t <sub>3</sub>		
výchozí		300	57,77	57,90	57,89	1,81	1,79	1,79		
1.	0	301	57,98	58,13	58,08	1,83	1,78	1,81	ano	80
2.	180	301	58,13	58,21	58,33	1,87	1,82	1,79	ano	80
3.	0	300	58,24	58,36	58,34	1,86	1,85	1,88	ano	80
4.	180	295	58,32	58,37	58,46	1,83	1,89	1,81	ano	80
5.	0	297	58,38	58,45	58,51	1,80	1,84	1,83	ano	90
6.	180	298	58,31	58,59	58,64	1,78	1,84	1,85	ano	90
7.	0	297	58,51	58,66	58,74	1,81	1,81	1,84	ano	90
8.	180	298	58,53	58,77	58,76	1,80	1,83	1,83	ano	90

Z dosažených výsledků měření je zřejmé, že v průběhu tvářecího procesu nedochází k podstatným změnám v měřených místech pásu plechu.

### 3.2 Vliv počtu průchodů zařízením DRECE na změnu tvrdosti



**Graf 3** Tvrdost HV10 po 8. průchodu zařízením DRECE





**Obr. 5.** Metalografická analýza struktury u slitiny AlMn1Cu a) výchozí stav, b) stav po 8. průchodů zařízením DRECE

#### 4. ZÁVĚR

Dle dosažených výsledků měření tvrdosti byl jednoznačně prokázán vliv protlačovacího procesu na zvýšení hodnot tvrdosti u zkoušeného pásu plechu ze slitiny AlMn1Cu. Z výchozího stavu došlo ke zvýšení průměrné hodnoty tvrdosti HV10 z hodnoty 41 na hodnotu 68 (po 8. průchodů), což procentuálně činí zvýšení o 62%. Z hlediska dosažených mechanických vlastností došlo ke zvýšení meze kluzu  $R_{p0,2}$  ze 115 MPa (výchozí stav) na 152 MPa (po 8. průchodů) a meze pevnosti  $R_m$  ze 131 MPa (výchozí stav) na  $R_m = 173$  MPa (po 8. průchodů). Jedná se o průměrné hodnoty. Struktura byla charakterizována jako dislokačně zpevněná. Byla potvrzena vhodnost použití zařízení DRECE pro zvyšování mechanických vlastností v pásu plechu ze slitiny AlMn1Cu.

#### 5. LITERATURA

- [1] Sitdikov, O., Avtokratova, E., Sakai, T. et al, Effect of processing temperature on microstructure development during ECAP of Al-Mg-Sc alloy, *Materials Science Forum A* 584-586 (2008), p. 481-486
- [2] GUTKIN, M. Yu. OVIDKO and al. Theoretical models of plastic deformation processes in nanocrystalline materials. *Rev. Adv. Mater. Sci*, 2001, no. 2, p. 80 – 102
- [3] DAWSON, J. R. CONFORM™ technology for cost effective manufacture of copper strip [online], 2006 [cit. 2013-02-23]. Dostupné z: <http://www.rautomead.co.uk/resources/media/1311264714BWE2.pdf>
- [4] Conform/Conklad. BWE LTD. Extrusion Machines: Continuous Extrusion Equipment for Non Ferrous Metals. *Cold Weld Machines* [online], [cit. 2013-02-23]. Dostupné z: <http://bwe.co.uk/webpages/conform.htm>
- [5] Kaveh, E., HORITA. Z. Processing Strip and Wire Specimens by Continuous High-Pressure Torsion. Kyushu University, Faculty of Engineering, Department of Materials Science and Engineering, 24.8.2011 [cit. 2013-04-20]
- [6] Ruzs, S., Malaník, K., Donič, T., Kedroň, J., Tylšar, S. and Salajka, M. Development of Structure at Extrusion of a Strip of Made of Cu through the DRECE Machinery, *Journal of Materials Science and Engineering A* 1 (2011) 844-848, Formerly part of *Journal of Materials Science and Engineering*, ISSN 1934-8959

#### Poděkování

Tento příspěvek byl vytvořen v rámci projektu Tvorba mezinárodního vědeckého týmu a zapojování do vědeckých sítí v oblasti nanotechnologií a nekonvenčního tváření materiálů CZ.1.07/2.3.00/20.0038, který je spolufinancován z Evropského sociálního fondu a státního rozpočtu České republiky.





evropský  
sociální  
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,  
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání  
pro konkurenceschopnost

INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

## Vplyv vápnika na mechanické a korózne vlastnosti horčíkových zliatin

### Influence of calcium on the mechanical and corrosion properties magnesium alloys

Dresslerová Zuzana\*, Soviarová Andrea, Palček Peter, Chalupová Mária

University of Žilina, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Material Engineering, Univerzitná  
8215/1, 010 26 Žilina, Slovakia

\* Corresponding author: [zuzana.dresslerova@fstroj.uniza.sk](mailto:zuzana.dresslerova@fstroj.uniza.sk)

#### Abstrakt

Predložený článok je venovaný ľahkému kovu horčíku, ktorý sa využíva hlavne v dopravnom priemysle ale má potenciálne veľké využitie aj v zdravotníctve. Horčíkové zliatiny sú ekologické, biodegradovateľné, majú nízky modul pružnosti a vysoké vnútorné tlmenie. Vzhľadom na to, že tieto materiály sa eventuálne budú využívať v ľudskom tele, je potrebné poznať ich fyzikálne a fyzikálnochemické vlastnosti, ale aj vlastnosti mechanické. Práve preto je príspevok zameraný na analýzu mechanických a korózných vlastností horčíkovej zliatiny AZ 61 a AX 62, vplyvu vápnika na tieto vlastnosti a ich porovnanie. Výsledky sú podložené analýzou mikroštruktúry a chemického zloženia na rastrovom elektrónovom mikroskope a meraním tvrdosti a mikrotvrdosti povrchu materiálu. Testovanie korózne odolnosti je vykonané vo fyziologickom roztoku.

#### Kľúčové slová

Horčíková zliatina AZ 61, AX 62, vápnik, biokompatibilita, korózna odolnosť.

#### Abstract

This article is focused on light metal, magnesium, which is used mainly in automotive industry, but its potential use is also in medical applications. Magnesium alloys are environmentally friendly, biodegradable, have low modulus of elasticity and high range of internal damping. The material will be eventually used in the human body, therefore it is necessary to know its physical, physicochemical and mechanical properties. The contribution focuses on the analysis of the mechanical and corrosion properties of magnesium alloy AZ 61 and AX 62. Influence of calcium on these properties was studied. The results are supported by analysis of the microstructure and chemical composition obtained by scanning electron microscopy, measurement of the Vickers microhardness of the materials surface. Corrosion resistance tests was done in saline solution.





## Keywords

Magnesium alloy AZ 61, AX 62, calcium, biocompatibility, corrosion resistance.

## 1. ÚVOD

Horčíkové zliatiny vzhľadom k svojim špecifickým vlastnostiam nachádzajú rozsiahle uplatnenie v rôznych oblastiach ľudskej činnosti. Vďaka nízkej hustote je možné horčíkové zliatiny aplikovať v odvetviach vyžadujúcich nízku hmotnosť. Horčík má však aj neobyčajné chemické vlastnosti a čoraz viac sa venuje pozornosť použitiu horčíkových zliatin ako biomateriálov v medicíne. Biomateriály na báze horčíka majú na rozdiel od bežných kovových či keramických materiálov niekoľko výhod. Jednou z nich je, že hustota horčíka a jeho zliatin sa približne rovná hustote ľudských kostí a rovnako sa horčík svojim modulom pružnosti veľmi približuje k modulu pružnosti kostného tkaniva. Horčík vo forme iónov je v ľudskom tele veľmi dôležitý, pretože vstupuje ako reakčná zložka do metabolických a biomechanických procesov a hrá dôležitú úlohu pri zmenách v kostnom tkanive, kde determinuje jeho krehkosť. Z tohto dôvodu majú horčíkové zliatiny v medicíne vysoký potenciál pre rôzne implantáty vyžadujúce biokompatibilitu a biodegradabilitu. V ľudskom organizme je biodegradovateľný materiál vystavený fyziologickému roztoku, v ktorom postupne koroduje a je nahradzaný novým tkanivom, [1, 2, 3].

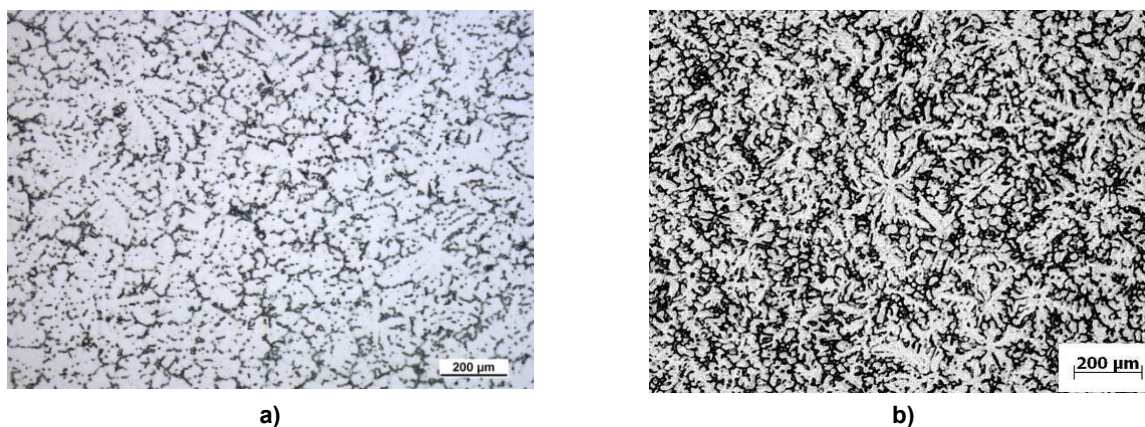
## 2. EXPERIMENTÁLNY MATERIÁL

Ako experimentálny materiál boli použité horčíkové zliatiny AZ 61 a AX 62 odliate metódou tlakového liatia. Zliatina AZ 61 bola navyše dotovaná 0,3 hm. % vápnika. Chemické zloženie zliatin AZ 61 a AX 62, ktoré bolo získane spektrometrickým meraním sa nachádza v tabuľke 1. Materiál bol odliaty v laboratóriách Technickej univerzity v Clausthale, Nemecko.

Tab. 1 Chemické zloženie horčíkovej zliatiny AZ 61 a AX 62

Prvok		Al	Zn	Mn	Ca	Fe	Si	Mg
Obsah [hm. %]	AZ 61	5,480	0,813	0,398	0,321	0,015	0,011	zvyšok
	AX 62	6,200	0,002	0,073	1,500	0,030	0,004	zvyšok

Mikroštruktúra horčíkových zliatin AZ 61 a AX 62 bola v liatom stave výrazne dendritická (Obr. 1). Po odliatí ako prvé z taveniny rastú dendrity, ktoré sú tvorené  $\delta$  fázou. Legujúce prvky a prímеси prítomné v zliatine zapríčiňujú tvorbu intermetalických fáz, s rôznym chemickým zložením.

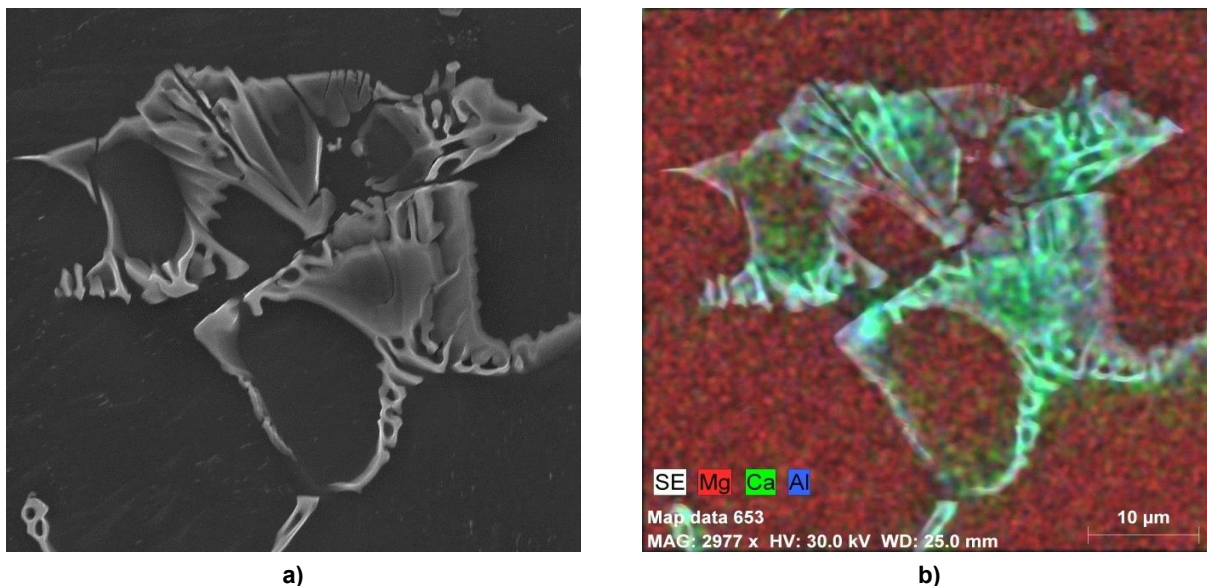


Obr. 1 Mikroštruktúra zliatin horčíka vo východiskovom stave a) AZ 61, b) AX 62 [4] lept. Nital 1%



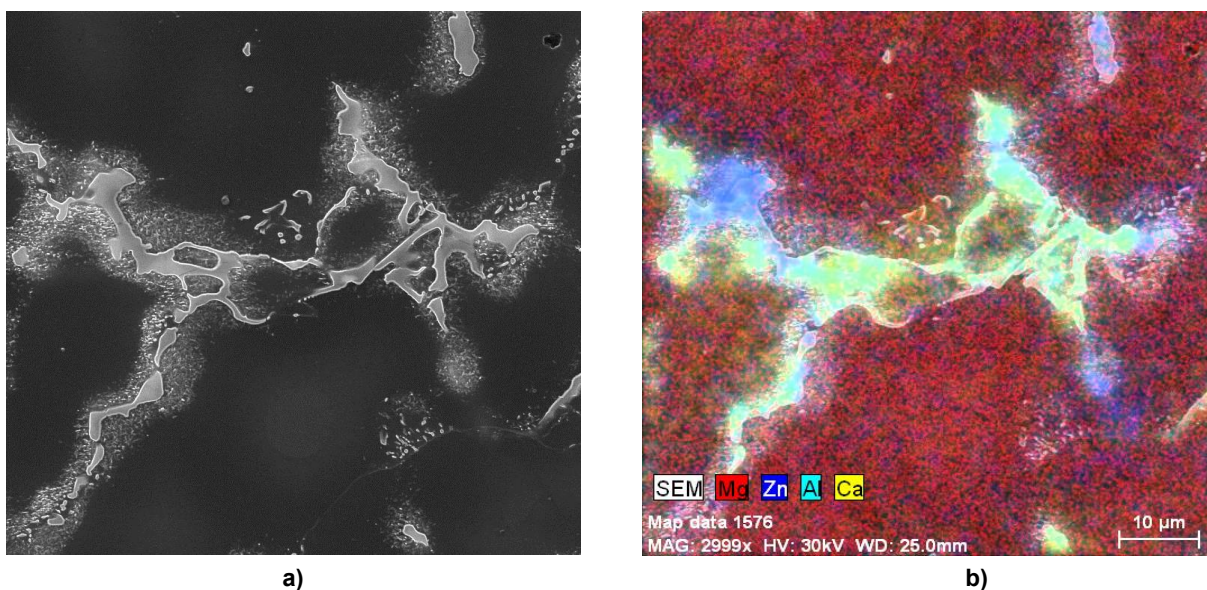


Pomocou chemickej analýzy na rastrovom elektrónovom mikroskope bola zistená prítomnosť konkrétnych chemických prvkov v interdendritických priestoroch v horčíkových zliatinách (Obr. 2). V zliatine AX 62 bola pozornosť zameraná na štúdium fáz, tvoriacich eutektikum. Na obrázku 2 a) je zdokumentovaná typická intermetalická fáza nachádzajúca sa v oblastiach, kde bolo vylúčené eutektikum. Na obrázku 2 b) je zobrazené chemické zloženie prítomnej fázy. Vysoká koncentrácia vápnika potvrdzuje, že sa jedná o Lavesovu fázu C36 s chemickým zložením  $\text{Al}_{55}\text{Ca}_{23}\text{Mg}_{22}$ .



**Obr. 2** Intermetalická fáza v medzidendritickom priestore AX 62 [4]

U zliatiny AZ 61 je po hraniciach zŕn vylúčená  $\gamma$  fáza  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ , eutektikum, zmes fázy  $(\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca}$  a tuhého roztoku. Zo zvyšujúcim sa obsahom vápnika je intermetalická fáza  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  postupne nahradzovaná fázou  $(\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca}$ . Eutektikum má lamelárnu štruktúru. V zliatine sa tiež nachádzajú častice  $\text{Al}_8\text{Mn}_5$  a fáza so zinkom  $\text{Mg}_{21}(\text{Al}, \text{Zn})_{17}$ . Skúmané intermetalické fázy sú veľmi tenké a pri EDX analýze preniká elektrónový lúč aj do horčíkovej matrice pod skúmanou fázou z čoho vyplýva, že chemické zloženie zistené zo sekundárnych elektrónov obsahuje aj informácie o chemickom zložení matrice. A teda informáciu o chemickom zložení materiálu nesú aj tieto sekundárne elektróny, [5].



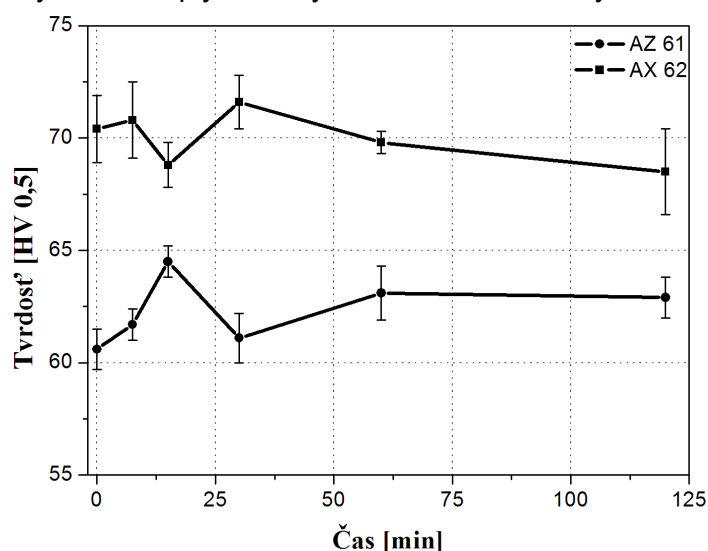
**Obr. 3** Intermetalická fáza v medzidendritickom priestore AZ 61



Tepelným spracovaním T4 (420 °C / 22 h) a následne rýchlym ochladením u horčíkovej zliatiny AZ 61 sme dosiahli polyedrizáciu zrn. Mikroštruktúra je tvorená primárnym tuhým roztokom prísadových prvkov Al, Zn, Ca v horčíku. Tepelné spracovanie T4 zliatiny AX 62 pozostávalo z (390 °C / 66h) a rýchleho ochladenia do vody. Mikroštruktúra zliatiny je tvorená taktiež polyedrickými zrnami.

### 3. PRECIPITÁCIA ZLIATÍN AZ 61 A AX 62

Tvrdosť zliatiny AZ 61 po tepelnom spracovaní T4 bola 61 HV<sub>0,5</sub>. Po precipitačnom starnutí T6, ktoré trvalo 120 min pri teplote 200 °C sa hodnoty tvrdosti zliatiny AZ 61 líšia iba minimálne (Obr. 4) a konečná tvrdosť nameraná po 120 min umelého starnutia bola 66 HV<sub>0,5</sub>. Tvrdosť zliatiny AX 62 po tepelnom spracovaní T4 zliatiny AX 62 bola 71 HV<sub>0,5</sub>. Počas umelého starnutia nedošlo k výraznému zvýšeniu tvrdosti. Po precipitácii po 120 min bol zaznamenaný mierny pokles oproti tvrdosti meranej na začiatku experiment (Obr. 4). Vyššia tvrdosť zliatiny AX 62 je spôsobená vyšším obsahom vápnika. Ani u jednej zo skúmaných zliatin nedošlo počas precipitačného starnutia k výraznému vzrastu alebo poklesu tvrdosti a je možné konštatovať, že precipitačný proces výrazne nevlýva na výslednú tvrdosť zliatiny.

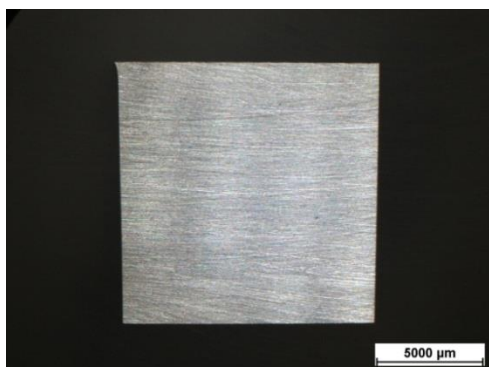


**Obr. 4** Grafická závislosť tvrdosti zliatiny od výdrže na teplote pri precipitačnom vytvrdzovaní zliatin AZ 61 a AX 62. (Pozn.: Jednotlivé body v grafe sú aritmetickým priemerom desiatich nameraných hodnôt. Chybové úsečky predstavujú smerodajnú odchýlku.)

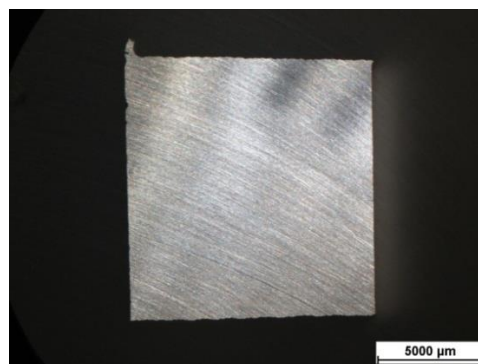
### 4. KORÓZNA ODOLNOSŤ

Pre skúšku koróznej odolnosti zliatin bola zvolená expozičná ponorová skúška na vzorkách horčíkovej zliatiny AZ 61 a AX 62 po tepelnom spracovaní a následne umelom vytvrdzovaní s cieľom overiť vplyv vápnika na korózne vlastnosti. Skúška prebiehala vo fyziologickom roztoku (roztok 0,9 % NaCl). Teplota prostredia pri experimentálnej skúške bola 22 °C ± 1 °C. Vzorky boli vo vopred stanovených časových intervaloch dokumentované s použitím stereomikroskopu (Obr. 5). Po expozícií v koróznom prostredí je z priebehu skúšobných vzoriek zrejmé, že zliatina AX 62 koroduje oveľa rýchlejšie ako zliatina AZ 61. Zliatina AZ 61 počas skúšok korodovala iba na povrchu a pri zliatine AX 62 korózia postúpila až do hĺbky 7 mm.





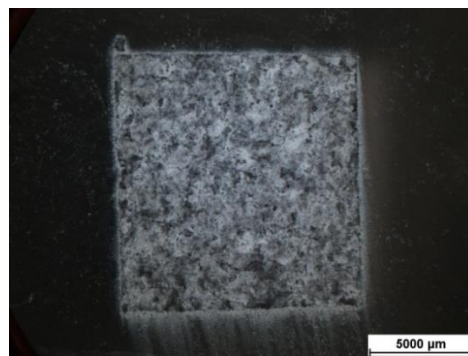
a) AZ 61 východiskový stav



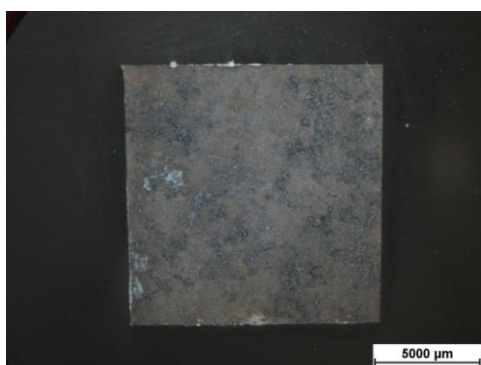
b) AX 62 východiskový stav



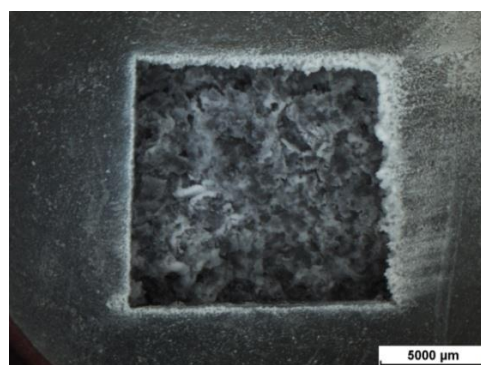
c) AZ 61 v roztoku 24h



d) AX 62 v roztoku 24h



e) AZ 61 v roztoku 192h



f) AX 62 v roztoku 192h

**Obr. 5** Korózia zliatin AZ 61 a AX 62

## 5. ZÁVERY

Na základe vykonaných experimentov môžeme konštatovať tieto závery:

Zliatina AZ 61 s 0,3 hm. % Ca má po odliatí dendritickú štruktúru, ktorá je tvorená tuhým roztokom hliníka a zinku v horčíku (fáza  $\delta$ ) a intermetalickými fázami na báze Al + Zn, Al + Mn + Fe a Lavesovou fázou C36 na báze Al + Ca. Najčastejšie sa vyskytujúcou intermetalickou fázou bola fáza  $\gamma$  ( $Mg_{17}Al_{12}$ ). Po tepelnom spracovaní T4 bola štruktúra zliatiny AZ 61 tvorená polyedrickými zrnami tuhého roztoku  $\delta$ , intermetalickými zlúčeninami na báze Al + Mn + Fe a kontinuálnym precipitátom  $\gamma$  fázy.

Zliatina AX 62, rovnako ako zliatina AZ 61, má v odliatom stave dendritickú štruktúru, tvorenú tuhým roztokom hliníka a vápnika v horčíku. Dendrity sú obklopené eutektikom obsahujúcim fázou C36. Po tepelnom spracovaní je štruktúra tvorená polyedrickými zrnami tuhého roztoku a v





celom objeme materiálu sa nachádzajú zlúčeniny na báze Al + Mn + Fe, konkrétne  $Al_6Mn$  a  $(Mn, Fe)Al_6$ .

Z merania tvrdosti vyplýva, že zliatina AZ 61 má priemernú tvrdosť v liatom stave 60 HV0,5 a po tepelnom spracovaní T4 55 HV0,5. Zliatina AX 62 má vyššiu tvrdosť ako zliatina AZ 61, čo je spôsobené vyšším obsahom vápnika. Priemerná hodnota tvrdosti zliatiny AX 62 v liatom stave bola 73 HV0,5 a po tepelnom spracovaní T4 65 HV0,5. Precipitačné vytvrdzovanie nemá vplyv na výslednú tvrdosť zliatiny.

Výsledok z korózneho priebehu počas expozičných ponorových skúšok vo fyziologickom roztoku bol, že zliatina AX 62 koroduje oveľa rýchlejšie ako zliatina AZ 61. Zliatina AZ 61 počas nášho experimentu korodovala iba na povrchu a pri zliatine AX 62 došlo takmer k úplnej degradácii skúšobnej vzorky.

## 6. LITERATÚRA

- [1] GU, X.N., ZHENG, Y.F. *A review on magnesium alloys as biodegradable materials*. Frontiers of Materials Science in China, vol. 4 (2010), p. 111 - 115.
- [2] SAYED, E., SHERIF, M. *Corrosion Behavior of Magnesium in Naturally Aerated Stagnant Seawater and 3.5% Sodium Chloride Solutions*. Internal Journal of Electrochemical Science, vol. 7 (2012), p. 4235 - 4249.
- [3] SALAHSHOOR, M. GUO, Y. *Biodegradable Orthopedic Magnesium - Calcium (MgCa) Alloys, Processing, and Corrosion Performance*. Materials, vol. 5 (2012), p. 135 - 155.
- [4] BLAŽEK, D. *Analýza spektra vnútorného tlmenia horčikových zliatin*. Dizertačná práca. Žilinská univerzita v Žiline - Strojnícka fakulta. Žilina, 2012.
- [5] Pan F., Feng Z., Zhang X., Tang A. *The Types and Distribution Characterization of Al - Mn Phases in the AZ61 Magnesium Alloy*. In Procedia Engineering, 2011 Chinese Materials Conference, vol. 27, (2012), p. 833 – 839.

## PodĎakovanie

Experimentálny program bol zrealizovaný ako súčasť projektu vedeckej grantovej agentúry Ministerstva školstva, výskumu a športu, Slovenskej akadémie vied a Agentúry na podporu výskumu a vývoja formou grantu VEGA 1/0797/12.

Tento príspevok bol vytvorený v rámci projektu **Tvorba medzinárodného vedeckého tímu a zapájania do vedeckých sietí v oblasti nanotechnológií a nekonvenčného tvárnenia materiálu CZ.1.07/2.3.00/20.0038**, ktorý je spolufinancovaný z Evropského sociálneho fondu a štátneho rozpočtu Českej republiky.





europa  
esf european  
social fund in the  
czech republic



EUROPEAN UNION



MINISTRY OF EDUCATION,  
YOUTH AND SPORTS



OP Education  
for Competitiveness

INVESTMENTS IN EDUCATION DEVELOPMENT

# Surface treatment of the heat treated Mg-Al-Zn cast alloys

T. Tański<sup>a,\*</sup>

<sup>a</sup> *Division of Materials Processing Technology, Management, and Computer Techniques in Materials Science, Institute of Engineering Materials and Biomaterials, Silesian University of Technology, ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice, Poland*

*\*Corresponding author. E-mail address: tomasz.tanski@polsl.pl*

## Abstract

The aim of this paper is to present the results of the author's own investigations concerning heat and surface treatment of Mg-Al-Zn magnesium alloys. The presented results concern the characteristics of synergic heat and surface treatment impact on the structure and properties of Mg-Al-Zn cast magnesium alloys. The surface treatment of the magnesium alloys was carried out with the use of chemical and physical deposition methods from PA CVD and CAE PVD gas phase and laser surface treatment, including in particular laser feeding of hard ceramic particles into the surface of materials produced, enabling the production of a quasi-composite MMCs (Metal Matrix Composites) structure. The tests of the surface and internal structure of materials with the use of macro- and microscopic methods were made with the use of light, transmission and scanning electron microscopy as well Raman spectrometry and X-ray phase analysis. The physical and mechanical properties of magnesium alloys after the standard heat and surface treatment operations were tested by methods appropriate for the properties. The results of mechanical and functional properties measurements of heat treated samples confirms, that the performed heat treatment, consisting of solution heat treatment with cooling in water, as well aging with cooling in air, causes strengthening of the MCMgAl12Zn1, MCMgAl9Zn1 and MCMgAl6Zn1 cast magnesium alloys according to the precipitation strengthening mechanism, induced by inhibition of dislocation movement due to the influence of strain fields of the homogeny distributed  $\gamma$ -phase Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> precipitates. The combination of properly chosen heat treatment with the possibilities of structure- and phase composition modeling of the magnesium alloys matrix using laser feeding provides an additive increase of mechanical and functional properties by significant grain refinement and production of micro-composite layers with homogeny distributed dispersion phases particle and characteristic zone structure. Increase of mechanical and functional properties of the investigated alloys is also possible by creating coatings on the surface from the gas phase.

Achieving of new operational and functional characteristics and properties of commonly used materials, including the Mg-Al-Zn alloys is often obtained by heat treatment, ie, precipitation hardening and/or surface treatment due to application or manufacturing of machined surface layer coatings of materials in a given group of materials used for different surface engineering processes.

**Keywords:** Manufacturing and processing; Thin & thick coatings; PVD and CVD coatings; Laser treatment; Structure; Properties

## 1. Introduction

The purpose of this monograph is to present the synergistic effect of heat treatment and surface treatment on properties of the cast Mg-Al-Zn alloys, based on the investigation results published over the last few years. In these works there are presented in detail the research methodology, as well as technical details related to the realised technological processes of heat and surface treatment, as well as chemical composition data of the applied engineering materials. The presented work makes it purposeful to carried out research concerning laser treatment as well coatings technology with appliance of the physical vapour deposition PVD and chemical vapour deposition CVD on cast magnesium alloys, as one of the fastest growing areas of surface engineering of light metal

alloys. To meet the new requirements set by present users and in line with the current tendencies to eliminate technologies that contaminate natural environment, some universal solutions have been searched for, ones that combine inexpensive, light metal alloys and the best possible properties with appropriately selected technology of its surface processing. As the recycling costs calculated as the sum of material, workmanship, energy and overhead costs represent several up to a few dozen percent of the new chemical composition value, we may draw a conclusion that the economic effects gained upon considering of the profit on application of a layer or coating with better usable properties compared to those of the uncoated material, may appear more feasible. The gain of simultaneous development of both production technologies and processing of light materials, including in particular

magnesium alloys and technologies of formation and protection of their surfaces, also seem to be the key issue here, which in consequence shall enable the maintenance of balance between the modern base material and new generation coating [1-17].

The generally available reference studies concerning magnesium and its alloys, as well as the annual conferences and symposiums on the production and processing of light materials indicate that magnesium alloys find a more and more extensive circle of followers, both among the manufacturers and users. This trend is also confirmed by data collected by the United States Geological Survey (USGS) Mineral Resources, according to which the annual global production of prime magnesium, its basic source being dolomite ores, as at 31st December, 2010 was 757 thousand metric tons, increasing by more than 12% within 5 years, while still in 2002 it was just 448 thousand metric tons.

Magnesium alloys that have been used in various branches of industry for a long time are characterised with combination of low density and high strength. The above characteristics largely contributed to the application of magnesium alloys to fast moving parts, in places where rapid velocity changes occur and in products where the reduction of the final mass of the product is required. The tendency of contemporary designers to create possibly the lightest vehicles and, in consequence, with possibly the lowest fuel consumption, contributed to the use of magnesium alloys as the structural material for car wheels, engine pistons, housing of transmission gear and clutch, sunroofs and structures of doors, pedals, suction conduits, collectors, housings of drive shafts, differential gears, cantilevers, radiators and other. The progress that has been made lately in the scope of production and surface engineering of light materials allows for the effective improvement of both the matrix and top layer of the magnesium alloys [18-24].

Currently, the global development tendencies of production of top layers of light materials mainly focus on learning and improvement of the knowledge of the scope of obtaining and depositing coatings with the use of laser beam and physical and chemical vapour deposition techniques. Similarly, deposition of coatings using PVD and CVD methods is one of the most efficient methods of coating production providing the option of forming the aesthetic values, in addition to the usable features required, with the undeniable ecological aspect – non-waste technology meeting clean production requirements[20-26].

Nevertheless, despite the fact that interaction of laser radiation with the matter and knowledge of the phenomena occurring during deposited coatings with the PVD and CVD methods have been intensively tested and developed topics for years, the development of state-of-the-art, specialised technologies in this scope, enabling launching new generation materials on the market still requires a lot of effort and extensive laboratory tests. Taking up this issue in Poland is related to the continuous tendency to develop and apply state-of-the-art methods of structural materials production, particularly the formation of surface layers, frequently responsible for the final properties of the element considered.

## 2. Investigation results of cast Mg-Al-Zn alloys in as cast state as well after heat treatment

Own investigations results concerning the structure of the cast Mg-Al-Zn alloys in as cast state as well as after heat treatment are presented in references.

Both the performed investigations as well as literature study confirm, that the structure of the investigated alloys, and the mechanical properties obtained, resistance to wear and resistance to the corrosion factor impact are diversified, depending on the alloy component concentration, particularly aluminium changing within the range from 3 to 12%, and on the applied heat and surface treatment of the material (fig. 1, 2). The heat treatment carried out, composed of super saturation with cooling in water and ageing with cooling in air causes reinforcement of the MCMgAl12Zn1, MCMgAl9Zn1, MCMgAl6Zn1 magnesium alloys, according to the mechanism of precipitation hardening reinforcement caused by stopping dislocation slip due to interaction of the stress fields of evenly located precipitations of  $\gamma$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase, which, according to the expectations [27-33], causes additional growth of strength properties, wear resistance and resistance to the corrosion factor impact (fig. 1, 2). The  $\gamma$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase precipitations can also be identified as pseudo-eutectic areas ( $\gamma$  phase precipitation from the solid solution during aging, showing morphology similar to the eutectic forming from liquid phase).

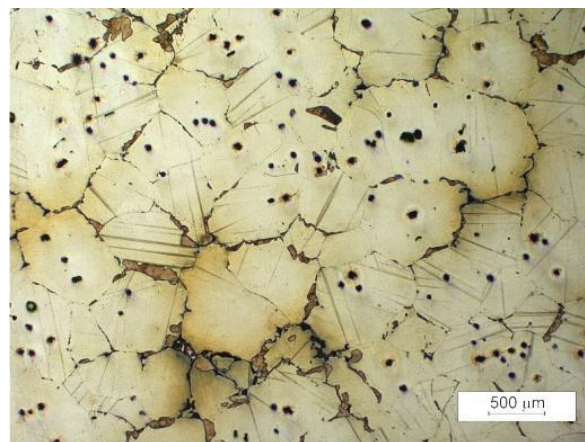


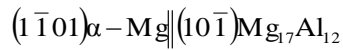
Fig. 1 Structure of the MCMgAl9Zn1 alloy after aging at the temperature of 190 C for 15 hours



Fig. 2 Structure of the MCMgAl9Zn1 alloy after aging at the temperature of 190 C for 15 hours

## INVESTMENTS IN EDUCATION DEVELOPMENT

Dispersion precipitations present in the solid solution in aged magnesium alloys are in most cases of privileged crystallographic orientation. Some of them present the relationships:



compliant with those provide by S. Guldberg and N. Ryum [33] for Mg alloys occurring without limitation in the eutectic structure of Mg alloys, containing 33% Al. The precipitations of  $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  phase most frequently assume the form of needles and plates, while the dominant direction of their growth are directions of the family  $\langle 110 \rangle$   $\alpha\text{-Mg}$  (fig. 3).

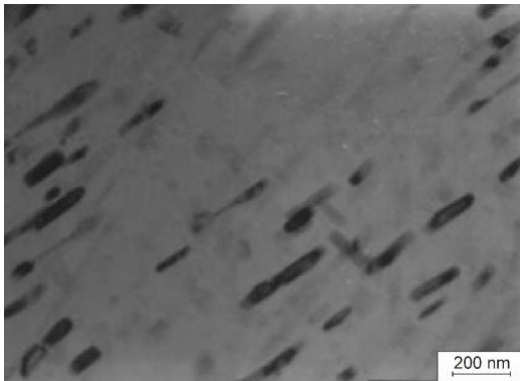
In the solid solution as the matrix of cast magnesium alloys after aging there are present also clusters of dislocations in form of dislocation networks with a density much higher compared to the supersaturated state of the

material. Formation of these dislocations is associated with stain generated in the matrix by precipitation of the  $\gamma$  phase particles.

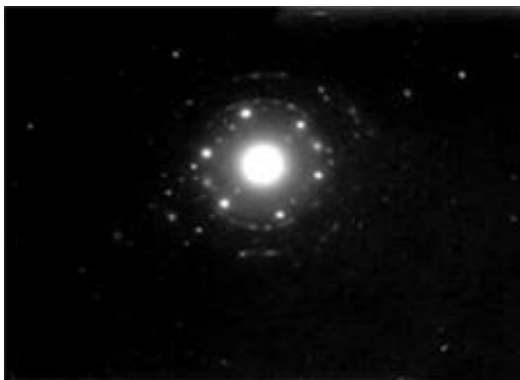
In the works [10-13] there are presented investigation result concerning structure of surface layers of the Mg-Al-Zn alloys after laser treatment.

An additional improvement of the mechanical and functional properties may also be obtained as a result of reinforcement of the solid solution with dispersion phase particles of controlled amount of the analysed alloys introduced in the surface layer in the process of laser feeding and through refinement of the grains of the surface area of the material processed. Obtaining the effect of significant refinement of the grains is possible only thanks to fast heat transport from the remelting lake through magnesium substrate of high thermal capacity and very good thermal conductivity, which, in turn, results with the increase of grain boundaries amount representing a solid obstacle for the dislocations movement and therefore reinforcement of the material.

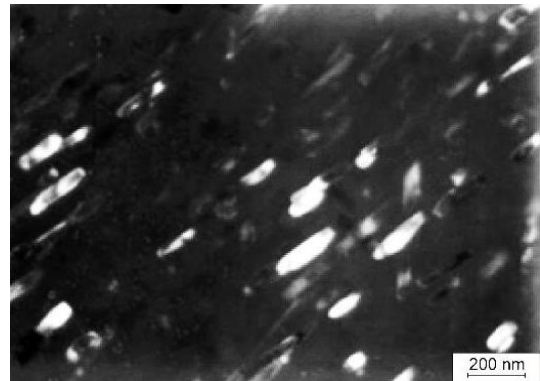
a)



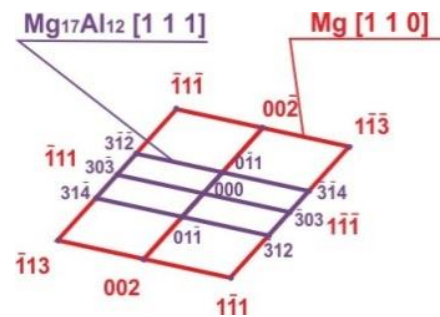
c)



b)



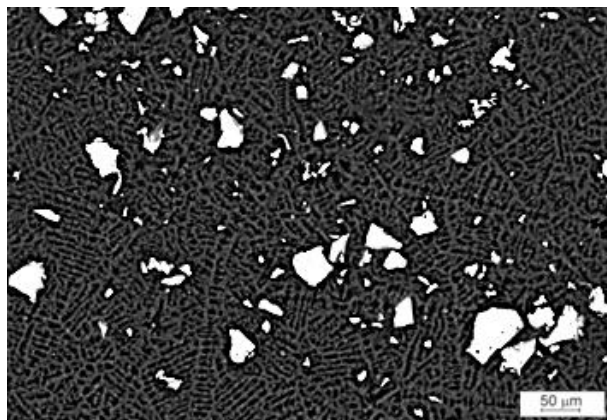
d)



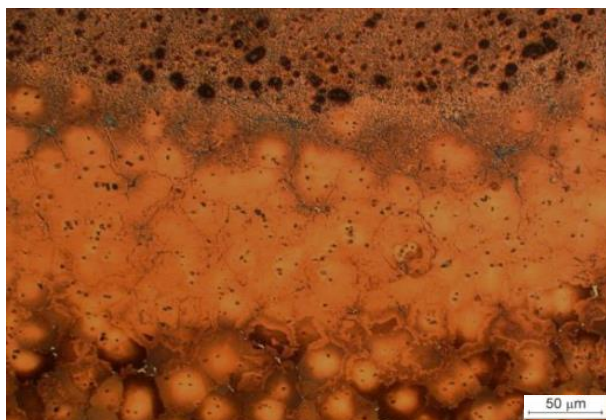
**Fig. 3** a) bright field, b) dark field (with spot  $(\bar{3}\bar{1}\bar{4})$ ) image of the MCMgAl9Zn1 alloy after aging treatment at the temperature of 190 C for 15 hours with solid solution  $\alpha - \text{Mg}$  (matrix) and an intermetallic secondary phase  $\gamma - \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  in the form of needle precipitations, c) diffraction pattern of area shown in a), d) part of solution for diffraction pattern shown in



The structure of the solidified material after laser treatment is characterised with a zone construction with diversified morphology related to the crystallisation of magnesium alloys. Multiple change of crystal growth direction has been observed for these areas. In the area located on the boundary between the solid and liquid phase, minor dendrites occur the main axes thereof oriented along with the heat disposal directions (fig. 4, 5). As a result of the metallographic observations, it was confirmed that the structure of the composite layers produced is free of defects, with distinct grain refinement containing mainly evenly distributed dispersion particles of the TiC, WC, SiC carbide or Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oxide applied, which was also confirmed by X-ray or electron graphic tests (fig. 6).



**Fig. 4** Central zone of the MCMgAl3Zn1 alloy surface layer after laser treatment with TiC particles, scan rate: 0.75 m/min, laser power: 1.2 kW

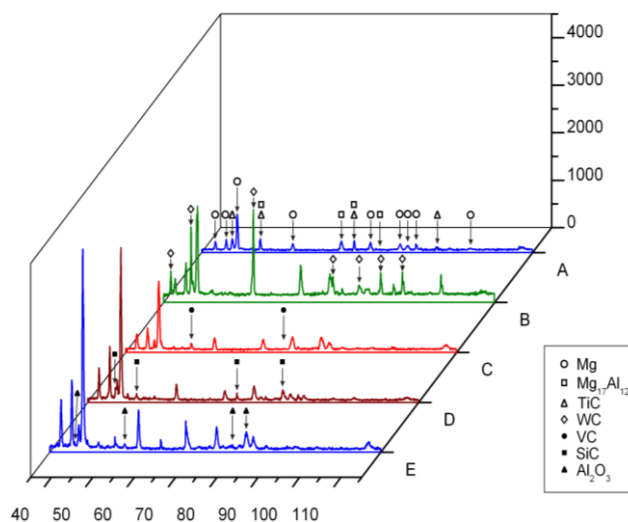


**Fig. 5** Transition between the laser-melted zone, heat affected zone and the substrate of the MCMgAl12Zn1 alloy after laser treatment with WC, scan rate: 0.75 m/min, laser power: 2.0 kW

The alloys with laser fed particles of vanadium carbide, their share in the remelting zone being slight, are the exception from the rule. During laser feeding, a strong circulation of the liquid metal takes place and after the laser bundle remelting – its rapid solidification. The thickness of the laser formed surface layer is of vital importance in determination of the properties, period of use and final application of the material obtained.

Three zones occur in the surface layer of the cast magnesium alloys: a zone rich with unsolved particles fed in the surface layers on the surface of magnesium alloys, remelting zone (RZ) and heat affected zone (HAZ). Both RZ and HAZ zones, depending on the concentration of

aluminium in magnesium matrix, laser power applied and ceramic powder, are of different thickness and shape. The power of the laser within the range 1.2-2.0 kW provides the possibility to obtain flat regular remelting welds with highly smooth surface (fig. 7, 8). The uneven areas and hollows in the surface layer of the Mg-Al-Zn alloys with laser fed carbide particles are produced as a result of intensive heating of the surface. Depending on the type of substrate, laser power, feeding rate and the powder applied, the surface on which high gradient of surface tension is produced, is unevenly heated, which has a direct influence on the formation of the melted material in the remelting lake.



**Fig. 6** X ray diffraction pattern of the MCMgAl12Zn1magnesium cast alloy after laser treatment by fed powders particles: A – TiC; B – WC; C – VC; D – SiC; E – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [11]



**Fig. 7** Weld face after laser treatment with WC powder, MCMgAl9Zn1 alloy, scan rate: 0.5 m/min, laser power: 2.0 kW



**Fig. 8** Weld face after laser treatment with SiC powder, MCMgAl9Zn1 alloy, scan rate: 0.5 m/min, laser power: 2.2 kW

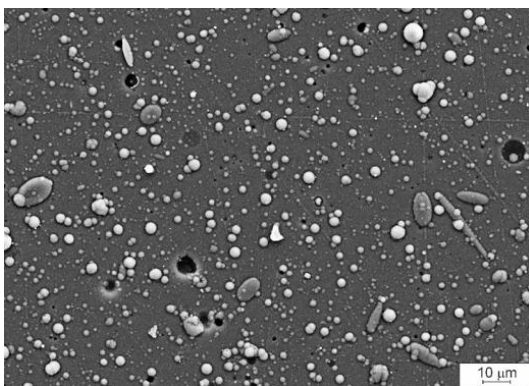


## INVESTMENTS IN EDUCATION DEVELOPMENT

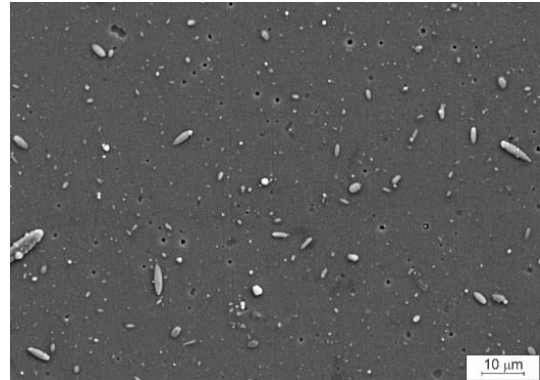
Some of the alloy and ceramic powder embedded in the remelting zone is evaporated under high temperature occurring during laser treatment, therefore the characteristic hollows appear on the remelting surface. It was also found that, disregarding the ceramic powder used, in the laser bundle power range from 1.2 to 2.0 kW the porosity of the composite layers obtained increases, in comparison to that of the raw cast surfaces of magnesium alloys.

The increase of the exploitation time and hardness enhancement of elements made with Mg-Al-Zn alloys is only possible with the use of their surface layer purification in the vapour deposition, which was also proven upon extensive tests made by the authors, contrary to the common opinion that coating magnesium alloys with PVD and CVD coats is pointless, due to their low hardness. The coatings obtained in selected variants, reinforced by solution, produced as a result of synthesis of non-balance (metastable) phases of the following configuration Ti/Ti(C,N)-gradient/CrN; Ti/Ti(C,N)-gradient/(Ti,Al)N; Ti/(Ti,Si)N -gradient/(Ti,Si)N and coatings Cr/CrN-gradient/CrN; Cr/CrN-gradient/TiN and Ti/DLC-gradient/DLC are characterised with distinct heterogeneity of the surface, related to the occurrence of numerous micro-particles in the structure, their shapes of drops fallen out of the shield during coating deposition process and hollows produced as result of some drops falling out during the solidification process (fig. 9, 10).

The above effect is undoubtedly related to the differences in thermal conductivity coefficients and tension difference between the coating and the set drops of metal produced during the cooling of the substrate surface, upon completion of the coating deposited. As a result of fracture investigations carried out in electron scanning microscope on the PVD and CVD coatings analysed, it was found that the deposition coatings are characterised with one- two- or multi-layered structure, depending on the layer system applied.



**Fig. 9** Surface morphology of the Ti/Ti(C,N)/CrN layer coated on the MCMgAl6Zn1 cast magnesium substrate



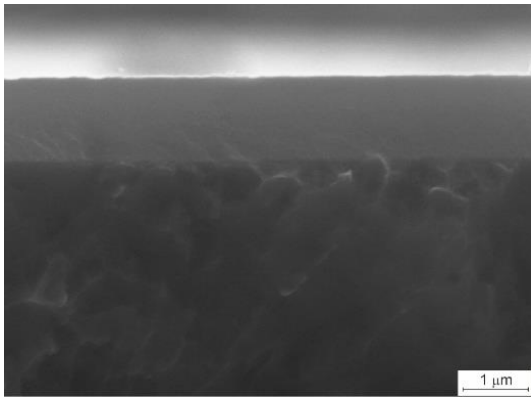
**Fig. 10** Surface morphology of the Cr/CrN/CrN layer coated on the MCMgAl9Zn1 cast magnesium substrate

The particular layers are applied evenly and tightly adhere to the substrate and one another (fig. 11, 12).

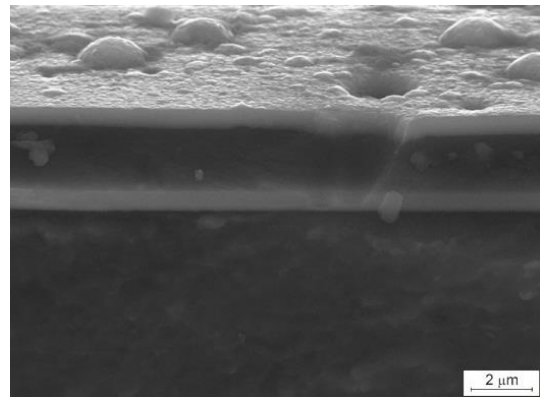
The structure of the layers depends in particular on the type and conditions of the process and the type of the deposition coating.

Based on the structure obtained with the use of the transmission electron microscope and dark field imaging technique, it was established that the coatings are characterised with compact structure of high grain homogeneity and low dispersion of their sizes ranging between 10 and 20 nm (fig. 13). The TiN phase in the Cr/CrN/TiN coating is the only exception, the grain size thereof measured on the level of ~200 nm. As for DLC coatings, it was confirmed that the carbon coating contains slight graphite domains (areas, where graphite layers are arranged almost parallel, at a distance near to 0.335 nm) and may be classified as a partly graphitised carbon material.

All the changes of properties of the processed magnesium alloys surface are closely related to the changes of their structure, chemical and phase composition. The mechanical test results obtained after laser treatment presents significant differences, depending on the applied conditions, the highest increase of hardness occurs in case of the MCMgAl3Zn1 and MCMgAl6Zn1 alloys reinforced with ceramic particles by laser (fig. 14). Moreover, the analysed tests results on coatings produced in the PVD and CVD process, shows a distinct, exceeding 100%, growth of micro-hardness, compared to the substrate (fig. 15).

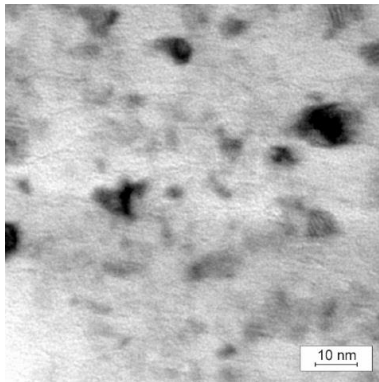


**Fig. 11** Fracture of the Ti/(Ti,Si)N/(Ti,Si)N coating deposited on the MCMgAl9Zn1 cast magnesium alloy

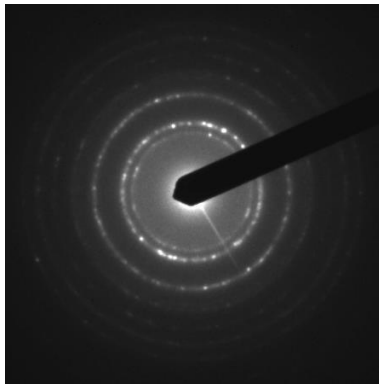


**Fig. 12** Fracture of the Ti/Ti(C,N)/CrN coating deposited on the MCMgAl9Zn1 cast magnesium alloy

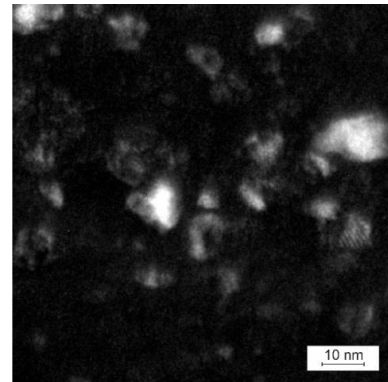
a)



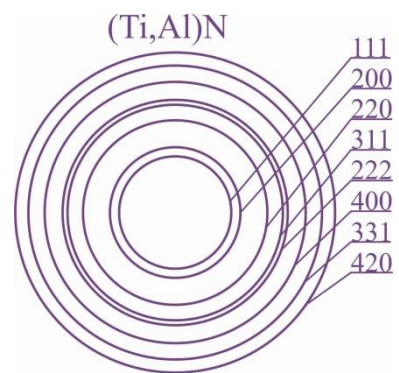
c)



b)



d)



**Fig. 13** Structure of the thin foil from Ti/Ti(C,N)/(Ti,Al)N surface layer fracture deposited on the MCMgAl6Zn1 cast magnesium alloy: a) bright field, b) dark field, c) diffraction pattern of the surface layer presented on fig. a and b, solution of the diffraction pattern presented on fig. c), TEM

## INVESTMENTS IN EDUCATION DEVELOPMENT

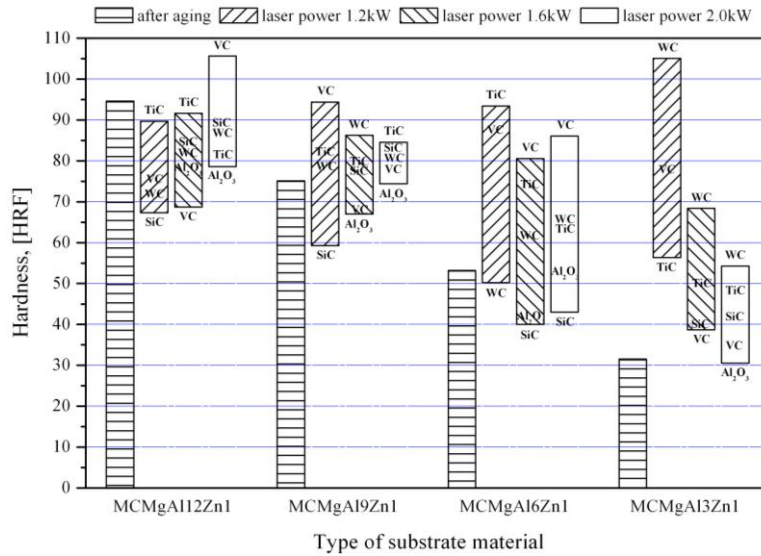


Fig. 14 Hardness measurements results of cast Mg-Al-Zn magnesium alloys samples, after aging and laser feeding

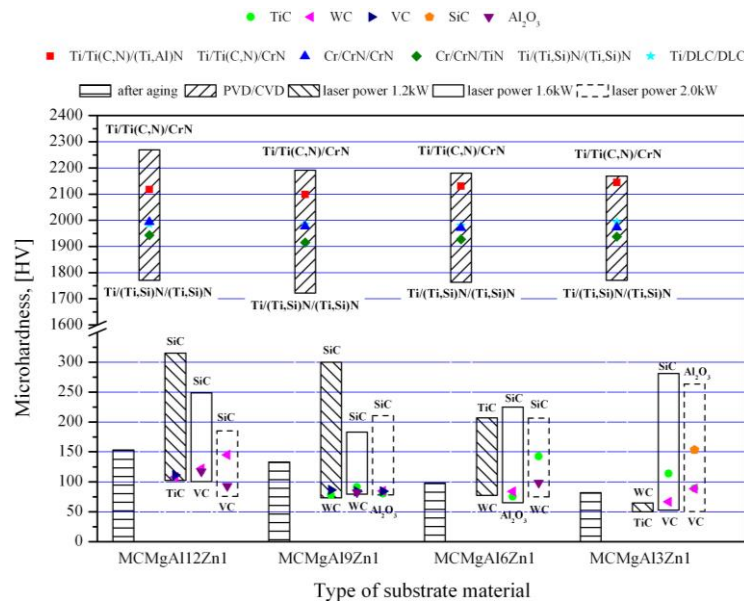


Fig. 15 Micro-hardness measurements results of cast Mg-Al-Zn magnesium alloys samples, after aging, laser feeding and PVD\CVD treatment

### 3. Summary

Structure and properties of the investigated cast Mg-Al-Zn alloys, are varied depending on the feeding elements concentration in the material, especially aluminium ranging from 3 to 12% mass, as well as the treatment, for example in as cast state before heat treatment, after aging or surface treatment. The aging process, which was confirmed on the basis of thin foils investigations, causes clear change in the

structure resulting from the uniform precipitation process of dispersed  $\gamma$  phase particles in a needle form, forming large agglomerates inside the grains, which are also present in the form of pseudo eutectic areas. The performed heat treatment, consisting of solution treatment with cooling in water, as well as aging with cooling in air, causes strengthening of the MCMgAl12Zn1, MCMgAl9Zn1 and MCMgAl6Zn1 cast magnesium alloys according to the precipitation strengthening mechanism, induced by

inhibition of dislocation movement due to the influence of strain fields of the homogeny distributed  $\gamma$ -phase  $Mg_{17}Al_{12}$  precipitates. Whereas the alloys with a lower aluminium content in the matrix of > 6% (MCMgAl3Zn1), where hardness measurements were also performed, are characterised by a lack of occurrence of precipitation strengthening after aging. In such a case, due to the low content of the solution compound in the matrix - in this case aluminium - causes a softening effect by precipitation of the  $Mg_{17}Al_{12}$  phase in the MCMgAl3Zn1 alloy matrix after aging, what in consequence results with decrease of the aluminium atoms amount in the alloy, responsible for additional solutions strengthening.

The combination of properly chosen heat treatment with the possibilities of structure- and phase composition modelling of the metal matrix magnesium alloys using laser feeding, provides an additive increase of mechanical and functional properties by significant grain refinement and production of micro-composite layers with homogeny distributed dispersion phases particle and characteristic zone structure. Beginning from the top of the surface layer there occurs a zone rich in non-dissolved particles located on the surface of magnesium alloys, the next zone is the remelting zone (RZ), with thickness and shape closely depend on the applied laser power as well as the heat affected zone (HAZ). These zones, depending on the applied laser power and the used ceramic powder have different thickness and shape.

Increase of mechanical and functional properties of the investigated alloys is also possible by creating coatings on the surface from the gas phase, partially solution hardened, coated in the system of soft substrate - gradient transition layer, with a continuous change of one or more of components from the substrate to the outer surface - and an outer layer, as a result of cathodic arc evaporation as well in the process of plasma assisted chemical vapour deposition, characterized by a compact structure, without visible delamination and defects, evenly coated and tightly adherent to each other and to the substrate.

## References

- [1] T. Tański, Synergy effect of heat and surface treatment on properties of the Mg-Al-Zn cast alloys, Habilitation thesis not published, Žilinska Univerzita v Žiline, Žilina 2012.
- [2] L.A. Dobrzański, T. Tański, J. Domagała, Microstructure analysis of MCMgAl16Zn1 MCMgAl8Zn1 MCMgAl4Zn1 magnesium cast alloy, Archives of Foundry Engineering, 7/4 (2007) 33-38.
- [3] L.A. Dobrzański, T. Tański, L. Čížek, J. Domagała, Mechanical properties and wear resistance of magnesium casting alloys, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 31/1 (2008) 83-90.
- [4] L.A. Dobrzański, T. Tański, L. Čížek, Z. Brytan, Structure and properties of the magnesium casting alloys, Journal of Materials Processing Technology, 192-193 (2007) 567-574.
- [5] L. Čížek, M. Greger, L. Pawlica, L.A. Dobrzański, T. Tański, Study of selected properties of magnesium alloy AZ91 after heat treatment and forming, Journal of Materials Processing Technology, 157-158 (2004) 466-471.
- [6] L.A. Dobrzański, T. Tański, L. Čížek: Microstructure of MCMgAl12Zn1 magnesium alloy, Archives of Foundry Engineering, 7/1 (2007) 179-182.
- [7] L.A. Dobrzański, T. Tański, Influence of aluminium content on behaviour of magnesium cast alloys in bentonite sand mould, Solid State Phenomena, 147-149 (2009) 764-769.
- [8] L.A. Dobrzański, T. Tański, J. Trzaska, Optimization of heat treatment conditions of magnesium cast alloys, Materials Science Forum, 638-642 (2010) 1488-1493.
- [9] M. Krupiński, T. Tański, Prediction of mechanical properties of cast Mg-Al-Zn alloys, Archives of Materials Science and Engineering, 56/1 (2012), 30-36.
- [10] L. A. Dobrzański, T. Tański, Sz. Malara, M. Król, Structure and properties investigation of an magnesium alloys processed by heat treatment and laser surface treatment, Materials Science Forum 674 (2011) 11-18.
- [11] L.A. Dobrzański, T. Tański, J. Domagała, Sz. Malara, M. Król, Effect of high power diode laser surface melting and cooling rate on microstructure and properties of magnesium alloys, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 37/2 (2009) 238-257.
- [12] A.D. Dobrzańska-Danikiewicz, T. Tański, S. Malara, J. Domagała-Dubiel, Assessment of strategic development perspectives of laser treatment of casting magnesium alloys, Archives of Materials Science Engineering, 45/1 (2010) 5-39.
- [13] A.D. Dobrzańska-Danikiewicz, T. Tański, J. Domagała-Dubiel, Unique properties, development perspectives and expected applications of laser treated casting magnesium alloys, Archives of Civil and Mechanical Engineering Vol.12, (in print).
- [14] T. Tański, Characteristics of hard coatings on AZ61 magnesium alloys, Journal of Mechanical Engineering, 2012, (in print).
- [15] T. Tański, Surface layers on the Mg-Al-Zn alloys coated using the CVD and PVD physical and chemical evaporation methods, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 53/2 (2012) 89-96.
- [16] T. Tański, Investigation of the structure and properties of PVD and PACVD-coated magnesium die cast alloys, Magnesium Alloys, edited by: Waldemar A. Monteiro, ISBN 979-953-307-1045-0, Publisher: InTech, 29-52.
- [17] T. Tański, K. Labisz, K. Lukaszowicz, Structure and properties of diamond-like carbon coatings deposited on non-ferrous alloys substrate, Solid State Phenomena, (in print).
- [18] M. Campo, M. Carboneras, M.D. López, B. Torres, P. Rodrigo, E. Otero, J. Rams, Corrosion resistance of thermally sprayed Al and Al/SiC coatings on Mg, Surface and Coatings Technology 203/20-21 (2009) 3224-3230.
- [19] M. C. Turhan, R. P. Lynch, H. Jha, P. Schmuki, S. Virtanen, Anodic growth of self-ordered magnesium oxy-fluoride nanoporous/tubular layers on Mg alloy (WE43), Electrochemistry Communications 12/6 (2010) 796-799.
- [20] X. Fan, Y. Liu, Z. Xu, Y. Wang, B. Zou, L. Gu, Ch. Wang, X. Chen, Z.S Khan; D.W Yang; X.Q Cao,



europa  
social fund in the  
czech republic



EUROPEAN UNION



MINISTRY OF EDUCATION,  
YOUTH AND SPORTS



OP Education  
for Competitiveness

## INVESTMENTS IN EDUCATION DEVELOPMENT

- Preparation and Characterization of 8YSZ Thermal Barrier Coatings on Rare Earth-Magnesium Alloy, *Journal of Thermal Spray Technology* 20/4 (2011) 948-957.
- [21] M. Avedesian, H. Baker (Eds.), *ASM Specialty Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys*, ASM International, The Materials Information Society, USA, 1999.
- [22] A. Fajkiel, P. Dudek, G. Sęk-Sas, *Foundry engineering XXI c. Directions of metallurgy development and light alloys casting*, Publishers Institute of Foundry Engineering, Cracow, 2002.
- [23] J. Hirmke, M.X. Zhang, D.H. S. John, Surface alloying of AZ91E alloy by Al-Zn packed powder diffusion coating, *Surface and Coatings Technology* 206/2-3 (2011) 425-433.
- [24] Y. Guangyin, L. Manping, D. Wenjiang, A. Inoue, Microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Si based alloys, *Materials Science and Engineering A* 357 (2003) 314-320.
- [25] C.D. Yima, K.S. Shinb, Changes in microstructure and hardness of rheocast AZ91HP magnesium alloy with stirring conditions, *Materials Science and Engineering A* 395 (2005) 226-232.
- [26] P. Venkateswarana, S.G. Sundara Ramana, S.D. Pathaka, Y. Miyashitab, Y. Mutoh, Fatigue crack growth behaviour of a die-cast magnesium alloy AZ91D, *Materials Letters* 58 (2004) 2525-2529.
- [27] T. Murai, S. Matsuoka, S. Miyamoto, Y. Oki, Effects of extrusion conditions on microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy extrusions, *Journal of Materials Processing Technology* 141 (2003) 207-212.
- [28] Z. Zhang, X. Zeng, W. Ding, The influence of heat treatment on damping response of AZ91D magnesium alloy, *Materials Science and Engineering A* 392 (2005) 150-155.
- [29] J.E. Gray, B. Luan, Protective coatings on magnesium and its alloys-a critical review, *Journal of Alloys and Compounds* 336 (2002) 88-113.
- [30] H. Zhao, X.H. Wang, Q.L. Liu, L.J. Chen, Z. Liu, Structure and wear resistance of TiN and TiAlN coatings on AZ91 alloy deposited by multi-arc ion plating, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 20 (2010) 679-682.
- [31] Z.M. Liu, W. Gao, Electroless nickel plating on AZ91 Mg alloy substrate, *Surface and Coatings Technology* 200 (2006) 5087-5093.
- [32] M.X. Zhang, P.M. Kelly, Surface alloying of AZ91D alloy by diffusion coating, *Journal of Materials Research* 17 (2002) 2477-2479.
- [33] S. Guldberg, N. Ryum, Microstructure and crystallographic orientation relationship in directionally solidified Mg-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>-eutectic, *Materials Science and Engineering A* 289 (2000) 143-150.

## Acknowledgements

This paper was created within the project "Creation of an international scientific team and incorporation to scientific networks in the area of nanotechnology and unconventional forming material.

CZ.1.07/2.3.00/20.0038", which is financed by the European Social Fund and state budget of the Czech Republic.



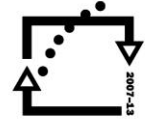
evropský  
sociální  
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,  
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání  
pro konkurenceschopnost

INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

## KOMPLEXNÍ MODELOVÁNÍ VÝROBY ŽELEZNIČNÍCH KOL COMPELX MODELLING OF RAILWAY WHEELS MANUFACTURING

Michal ZEMKO <sup>a</sup>, Ján Džugan <sup>a</sup>

*a COMTES FHT a.s., Průmyslová 995, 334 41 Dobřany, Česká republika, comtes@comtesfht.cz*

### Abstrakt

Příspěvek popisuje numerickou a fyzikální simulaci současného stavu technologie výroby železničních kol. Numerická simulace poskytuje informace o toku materiálu, velikosti a rychlosti deformace v průběhu tváření a teplotních poměrech při tváření, manipulaci a tepelném zpracování. Fyzikální simulace umožňuje získat na vzorcích mikrostrukturu odpovídající vybraným místům železničního kola. Vzájemnou kombinací těchto dvou technik je možné optimalizovat proces, jak z pohledu kvality, tak i z pohledu energetické náročnosti. Tato technika byla použita na technologii výroby železničních kol z materiálu ČSN 412050 v podmínkách firmy BONATRANS GROUP a.s. V článku jsou uvedeny výsledky, jak numerické, tak i fyzikální simulace a jejich porovnání s provozními výsledky.

### Klíčová slova

Numerická simulace, fyzikální simulace, komplexní modelování, železniční kolo, optimalizace procesu.

### Abstract

The paper describes numerical and physical simulations of the present process of production of rail wheels. The numerical simulation offers an insight into the material flow, the strain rate and magnitude in the course of forming and into temperatures during handling and heat treatment. By using physical simulations, one can prepare in samples the types of microstructure, which match those of selected areas of the rail wheel. Combining these two techniques provides an opportunity to optimize the process in terms of both quality and energy consumption. This method was applied to the production of rail wheels from the steel 1.0314 in the BONATRANS GROUP a.s. plant. The conclusions include results of both numerical and physical simulations and their comparison with the on-site conditions.

### Keywords

Numerical simulation, physical simulation, complex modelling, railway wheel, process optimisation.





## 1. ÚVOD

Proces výroby železničních kol se skládá ze série tvářecích operací a tepelného zpracování. Pro tváření se využívá několik postupů, z kterých nejčastější je kombinace záпустkového kování a rozválcování na radiální válcovače. Ve firmě BONATRANS GROUP a.s. se používá následující postup:

Ohřev v karuselové peci - odokujení - pěchování - tvarování - děrování - válcování - prohýbání - 3D proměrování - tepelné zpracování

Další zlepšování technologie tváření železničních kol vyžaduje dobrou znalost rozložení klíčových parametrů – teploty a deformace – v polotovaru kola během celého tvářecího procesu. Dále jsou zapotřebí informace o vlivu změny těchto parametrů na výslednou mikrostrukturu a vlastnosti. Předkládaná publikace prezentuje kompletní numerickou simulaci procesu tváření železničních kol podle stávajícího technologického postupu ve firmě BONATRANS. Dále ukazuje výsledky fyzikální simulace na simulátoru tepelně deformačních režimů. Průběh teploty a deformace, který byl na simulátoru vkládán do vzorku z oceli ČSN 12050, odpovídal skutečnému průběhu těchto parametrů ve vybraných lokalitách železničního kola.

## 2. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL A METODIKA

V provozních podmínkách byl zpracován polotovar z materiálu ČSN 412050 (Tab.1) standardním režimem tváření, po kterém byl volně ochlazen na teplotu okolí. Byla zdokumentována jeho mikrostruktura ve vybraných místech z pohledu fázového složení a velikosti zrna. V těchto místech byla změřena i tvrdost HV30.

**Tab.1** Chemické složení oceli ČSN 412050

Prvek	C	Mn	Si	P max.	S max.	Cu max.	Cr max.	Ni max.
Obsah [obj %]	0,42 -0,50	0,50-0,80	0,17-0,37	0,040	0,040	0,30	0,25	0,30

Pro počítačovou simulaci procesu tváření železničních kol byl použit program DEFORM 2D/3D. Pro výpočet byla použita data oceli dle normy ČSN 412050 naměřené firmou COMTES FHT. Proces byl simulován za podmínek experimentu. Pro kalibraci numerického modelu byly použity naměřené teploty a časy současné technologie. Výstupem numerické simulace jsou průběhy deformace, rychlosti deformace a teploty pro vybraná místa žel. kola, které sloužili jako vstup fyzikální simulace.

Fyzikální simulace se realizuje na fyz. simulátoru MTS. Toto zařízení umožňuje exponovat vzorky o různých velikostech (max. průměr 12 mm) řízeným teplotním a deformačním režimem. Lze zde simulovat pomalé i rychlé teplotní změny, max. rychlost ohřevu i ochlazování je 150°C/s. Vzorek je ohříván odporově, střídavý proud prochází přímo tělem vzorku. Velké deformace jsou do vzorku vkládány střídáním tahové a tlakové deformace. Lze provádět děje s relativně vysokou rychlostí deformace – až 50 s<sup>-1</sup>. Jeden vzorek odpovídá vybranému místu ve finálním železničním kole. Vzorky pro fyzikální simulaci byly vyrobeny ze špalku kontislitku dodaného firmou Bonatrans s.r.o.. Pro potřeby odběru vzorků byla metodou Point-tracking vypočtena výchozí radiální vzdálenost každého zkoumaného bodu od okraje litého bloku. Tím je zaručena odpovídající výchozí struktura pro každé analyzované místo.



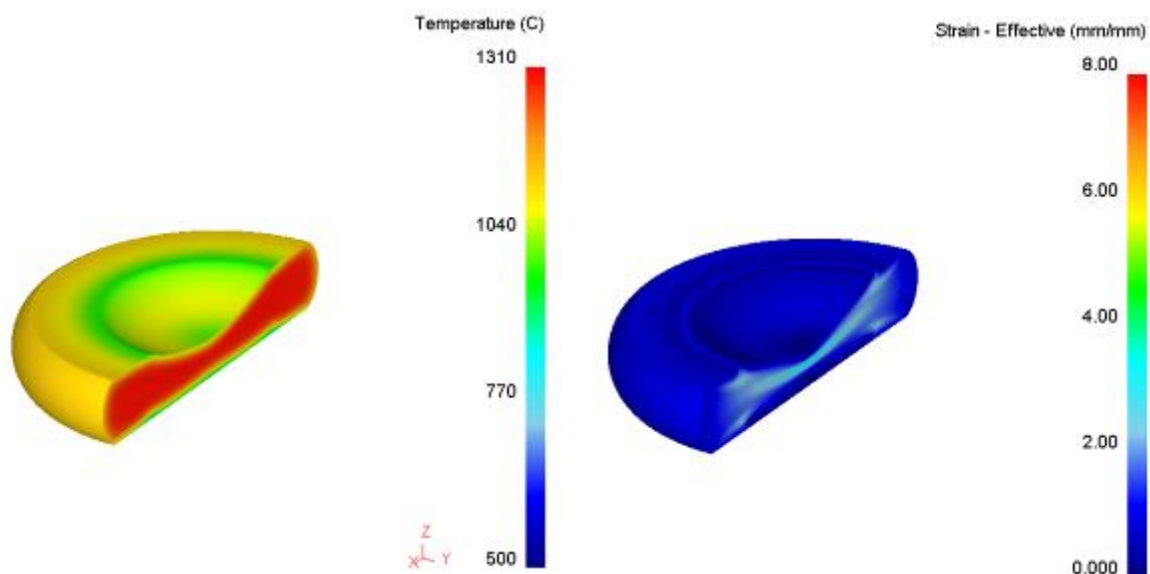


Mikrostruktura vzorků po fyzikální simulaci byla vyhodnocena stejným způsobem jako vzorky z železničního kola. Také byla změřena tvrdost a výsledky byly porovnány.

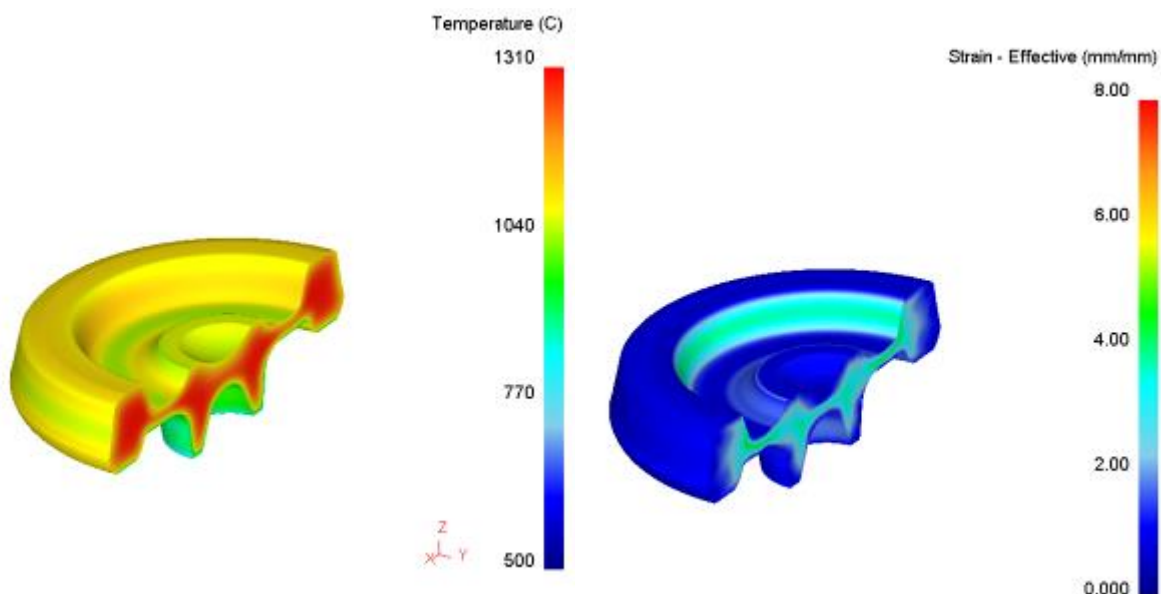
### 3. NUMERICKÁ SIMULACE

Simulace byla provedena v programu DEFORM 2D/3D, který umožňuje spojit možnosti 2D i 3D simulace. Pro rotační objekty je jednodušší a rychlejší použít 2D simulaci. Výpočet železničního kola byl simulován ve 2D až po operaci válcování. Pro tento druh tváření je nutné převést vypočtená data do 3D modelu. Dokončení výrobního procesu proběhlo ve 3D simulaci.

Následující obrázky ukazují rozložení teploty a deformace po skončení základních operací výrobního procesu. Výkovkem je pro názornost vždy proveden symetrický řez.

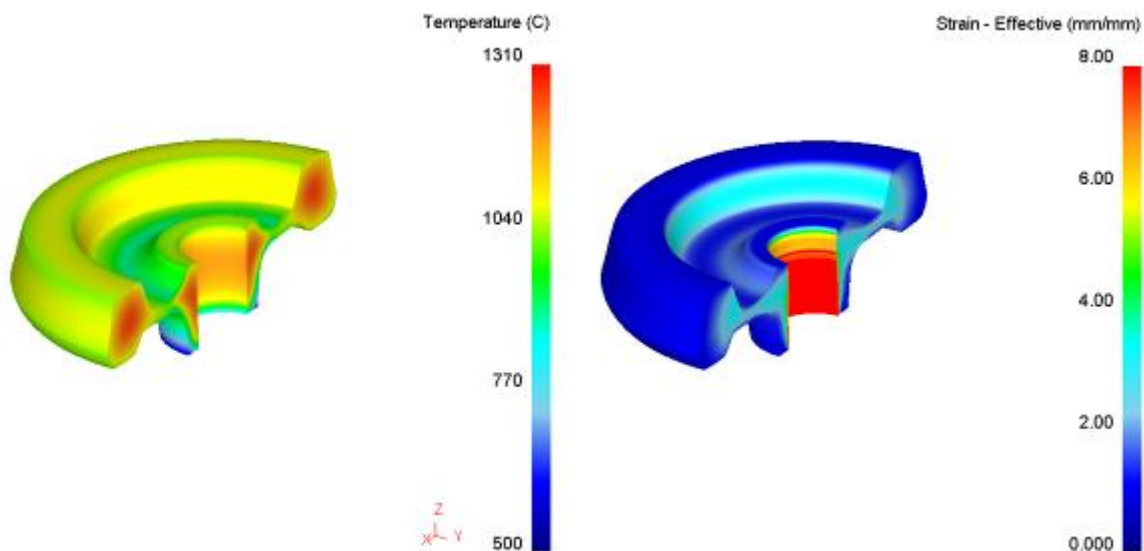


**Obr. 1** Rozložení teploty a deformace po pěkchování

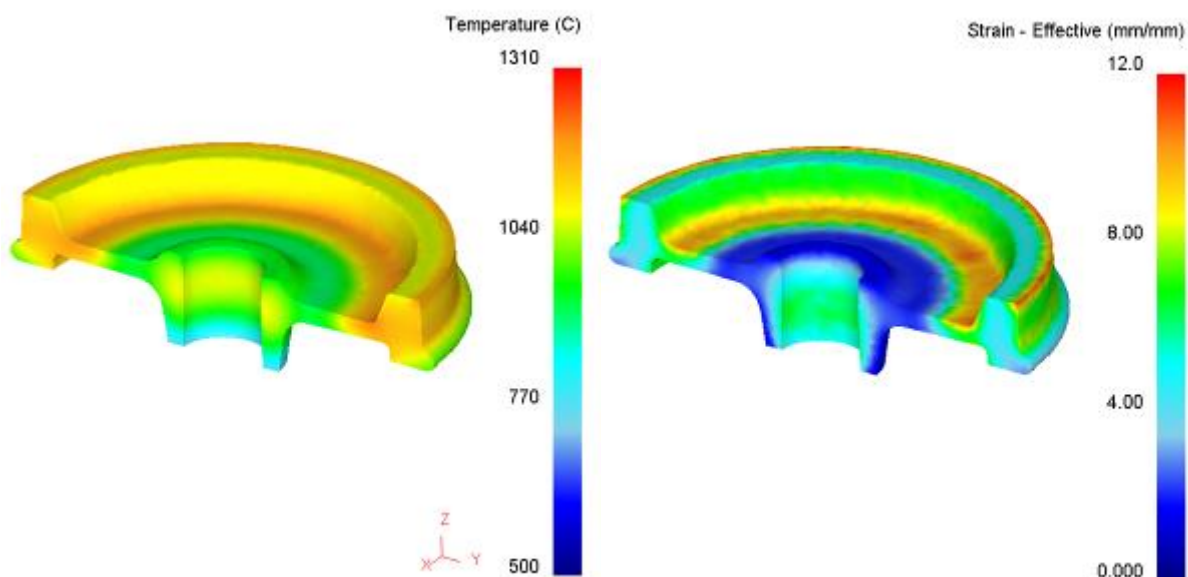


**Obr. 2** Rozložení teploty a deformace po tvarování

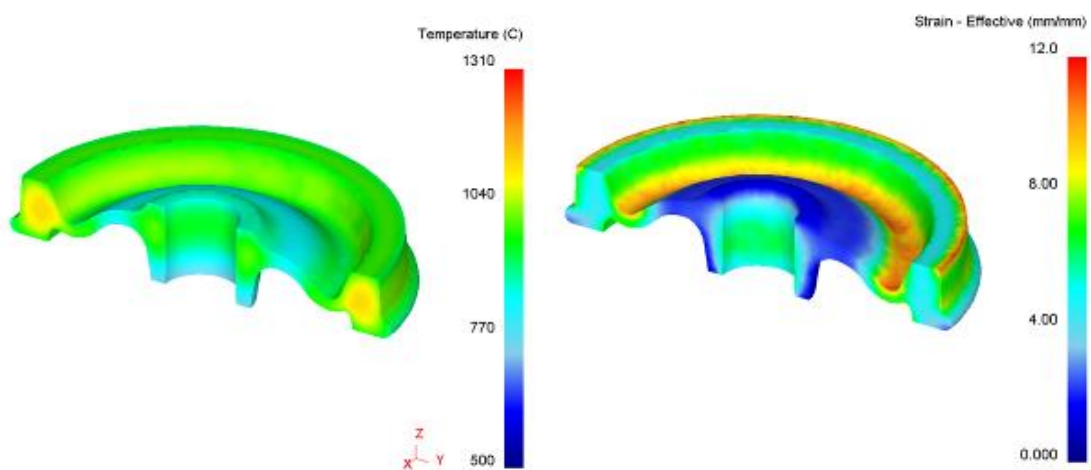




**Obr. 3** Rozložení teploty a deformace po děrování



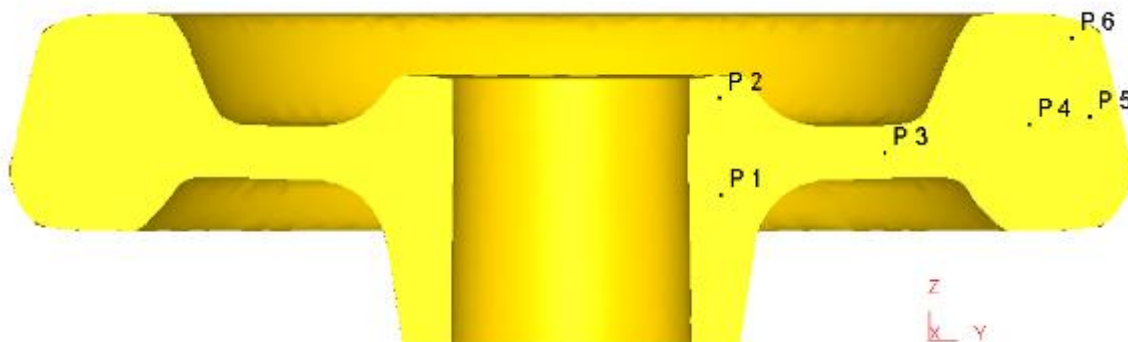
**Obr. 4** Rozložení teploty a deformace po válcování



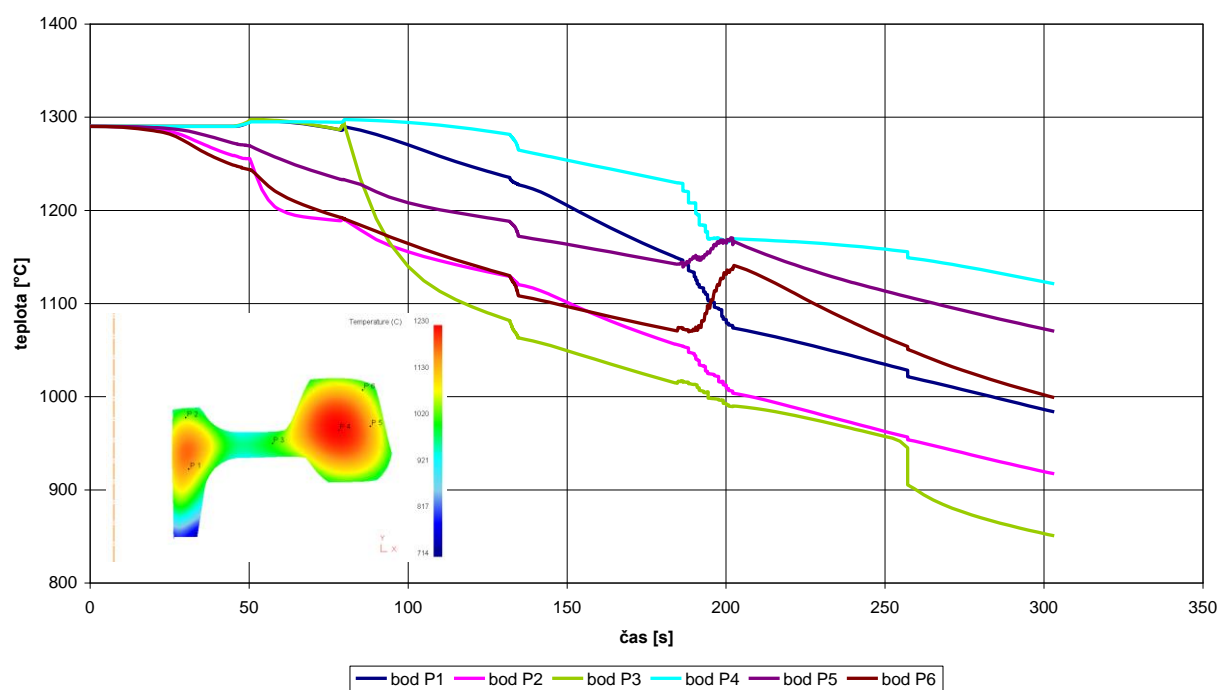
**Obr. 5** Rozložení teploty a deformace po prohýbání



Pomocí metody Point-tracking byly zjištěny závislosti teploty a deformace na čase během výroby železničního kola ve zvolených bodech, viz obr.6.



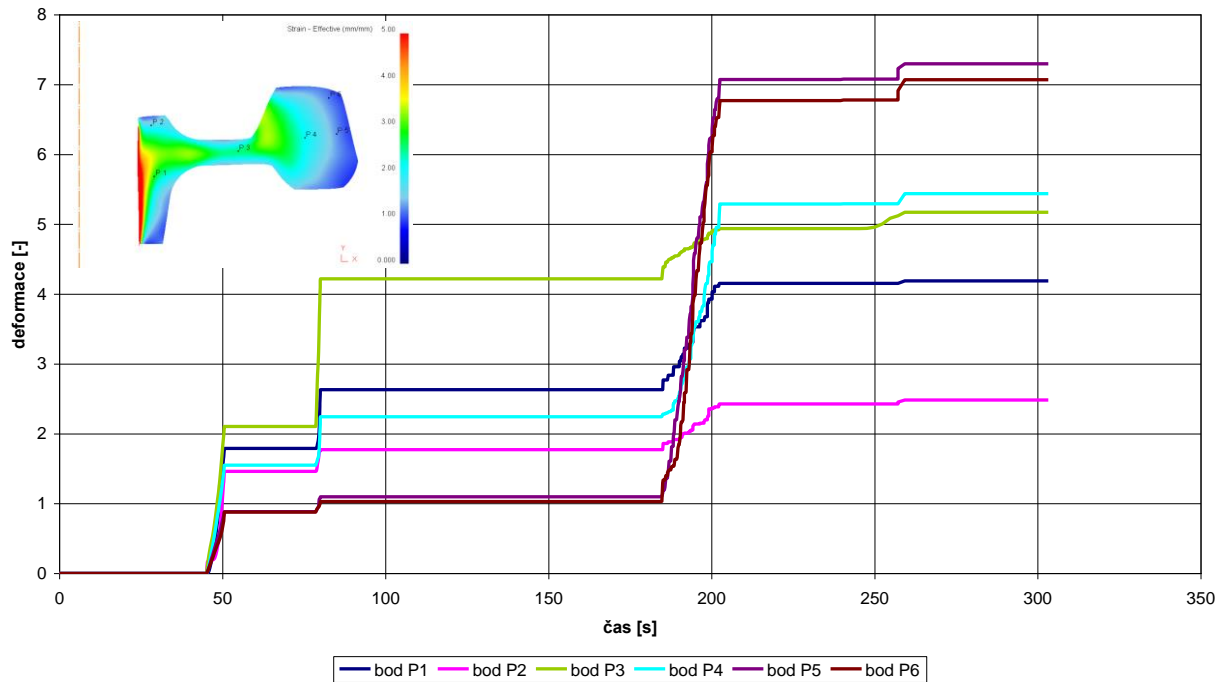
**Obr. 6** Rozložení zvolených bodů pro zjištění průběhu teploty a deformace



**Obr. 7** Změna teploty ve vybraných bodech během celého výrobního procesu





### Změna deformace v průběhu tváření



**Obr. 8** Změna deformace ve vybraných bodech během celého výrobního procesu

#### 4. FYZIKÁLNÍ SIMULACE

Na vzorcích, získaných ze středu věnce (v okolí bodu P4) z vyrobeného železničního kola dochlazeného na vzduchu, byla metalografickou analýzou vyhodnocena struktura v podélném a příčném řezu, viz obr. 9. Mikrostruktura je tvořena hrubozrnným perlitem, na jehož hranicích se vyskytuje síťový feritu. Velikost zrn byla stanovena dle normy ČSN EN ISO 643. Hranice původních austenitických zrn jsou patrné jako síťový feritu podél zrn perlitu.

Podélný řez	Příčný řez
	
zrno G = 1.0 (218,0μm); 4,8% feritu	zrno G = 1.0 (225μm); 3,6% feritu

**Obr. 9** Vyhodnocení mikrostruktury vzorků odebraných z vyrobeného železničního kola v podélném a příčném řezu.

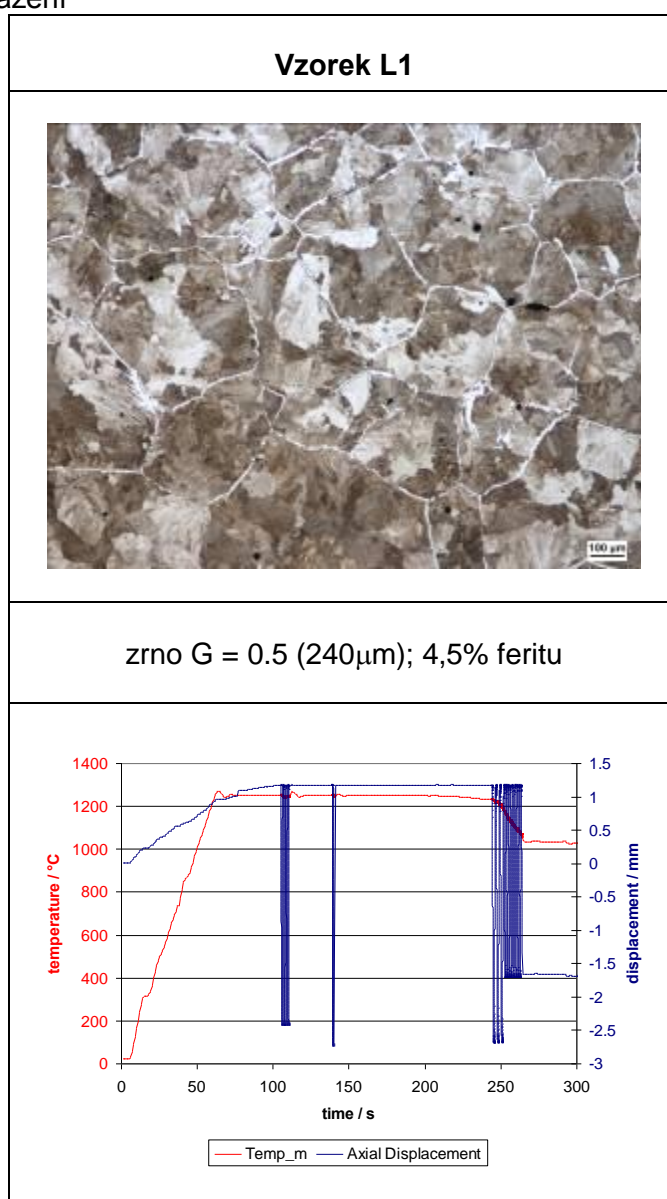


Vzorky pro fyzikální simulaci L1, L2 a L3 byly odebrány ze vstupního litého polotovaru pro výrobu železničního kola, z oblasti, která se během tvářecího procesu dostane do středu věnce (bod P4). Místo bylo určeno na základě analýzy toku materiálu v průběhu celého procesu tváření.

Tepelně-deformační cyklus aplikovaný na jednotlivé vzorky je vždy uveden v grafu pod strukturou. Protože maximální teplota ohřevu vzorku ve fyzikálním simulátoru je 1250°C byl režim upraven snížením maximálních teplot na tuto hranici.

Tepelně-deformační režimy pro lité vzorky L1-L3 byly tyto:

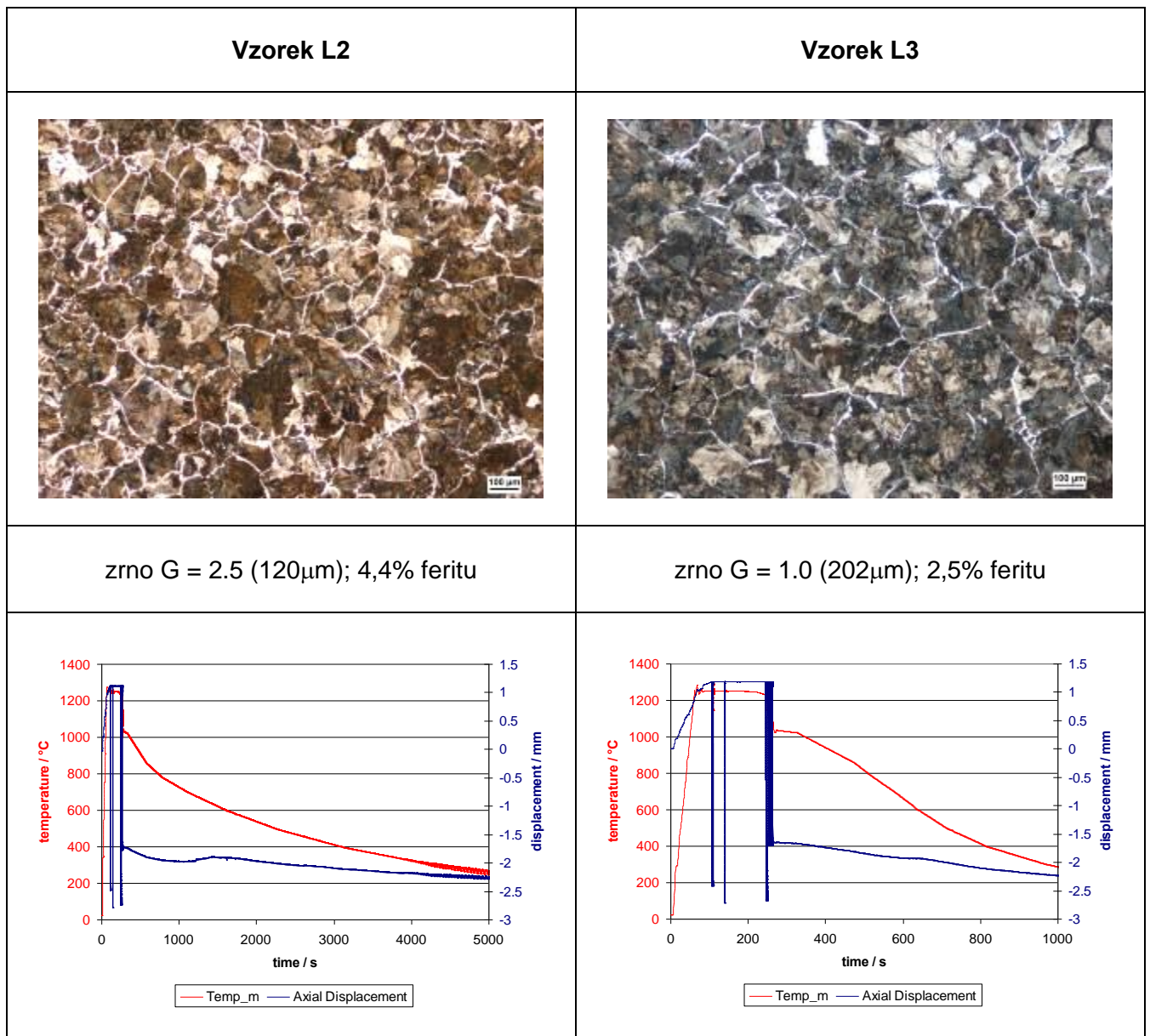
- vzorek L1 byl zpracován dle vypočteného deformačního režimu (Obr.7-8) + volné ochlazování na vzduchu
- vzorek L2 byl zpracován dle vypočteného deformačního režimu (Obr.7-8) + pomalejší konečné dochlazení
- vzorek L3 byl zpracován dle vypočteného deformačního režimu (Obr.7-8) + rychlejší konečné dochlazení



**Obr. 10** Mikrostruktura vzorků L1 a jeho tepelně-deformační režim







**Obr. 11** Mikrostruktura vzorků L2 a L3 a jejich tepelně-deformační režim

Mikrostruktura dosažená na vzorku L2 odpovídá vyhovujícím způsobem mikrostruktuře vzorku z železničního kola.

Na vzorcích L2 a L3 byly vyzkoušeny různé rychlosti dochlazování, které se použijí při optimalizaci celého tepelně-deformačního režimu výroby kol.

V tab. 2 je uvedena tvrdost naměřená na jednotlivých vzorcích.



**Tab. 2** Naměřená tvrdost HV30

Vzorek	Měření			Průměr
	1	2	3	
<b>Kolo</b>	238	249	228	<b>238</b>
<b>L1</b>	259	251	243	<b>251</b>
<b>L2</b>	241	238	235	<b>238</b>
<b>L3</b>	264	264	259	<b>262</b>

## 5. ZÁVĚR

Pro modelování a simulace procesu tváření železničních kol byl použit simulační systém DEFORM 2D/3D. Bylo nasimulováno 6 technologických operací, které byly rozděleny na více než 5000 výpočetních kroků. Na výpočet bylo zapotřebí více než 120 h čistého strojového času. Zdaleka nejnáročnější na výpočet je operace válcování, která si vyžádala cca 100 h procesorového času při nasazení výkonné multiprocesorové pracovní stanice.

Proces byl modelován s ohledem na pořízený záznam z provozu a byl s ním neustále porovnáván. Teploty a časy jednotlivých operací odpovídají skutečnosti. Důraz byl kladen na optimalizaci výšky pěchování, vliv tření na operaci tvarování a způsob ochlazování povrchu kola. Simulaci procesu válcování ve 3D lze považovat za unikátní nízkým stupněm zjednodušení a přesností výpočtu.

Získané vypočtené průběhy teploty a deformace (obr. 7 a 8) byly použity pro fyzikální simulaci procesu. Fyzikální simulace byla provedena pro bod P4 ve středu věnce, viz obr.6. Mikrostruktura dosažená na simulovaném vzorku s litou výchozí strukturou odpovídala, z hlediska tvrdosti i z hlediska charakteru mikrostruktury a velikosti zrna, referenčním vzorkům z železničního kola. Lze proto konstatovat, že byl vytvořen a ověřen funkční numerický a fyzikální model pro průběh teploty a deformace ve věnci při výrobě železničního kola. Při jeho využití je nutno zohlednit rezervy existující při 3D modelaci válcování.

Existující numerický a fyzikální model bude možno využít při optimalizaci procesu výroby železničních kol.

## Poděkování

Tento příspěvek byl vytvořen v rámci projektu Tvorba mezinárodního vědeckého týmu a zapojování do vědeckých sítí v oblasti nanotechnologií a nekonvenčního tváření materiálu CZ.1.07/2.3.00/20.0038, který je spolufinancován z Evropského sociálního fondu a státního rozpočtu České republiky.







esf european  
social fund in the  
czech republic



EUROPEAN UNION



MINISTRY OF EDUCATION,  
YOUTH AND SPORTS



OP Education  
for Competitiveness

INVESTMENTS IN EDUCATION DEVELOPMENT

## Vývoj ultrajemné struktury a mechanických vlastností v Al slitině v podmínkách extrémní torzní deformace

### Ultrafine grain structure formation in Al alloy processed by HPT and mechanical properties respond

Jozef ZRNÍK<sup>a</sup>, Reinhard PIPAN<sup>b</sup>, Miroslav CIESLAR<sup>c</sup>

<sup>a</sup>COMTES FHT Inc, Průmyslová 994, Dobřany, Czech Republic, jzrnik@comtesfht.cz

<sup>b</sup>Eric-Schmid Institute of Materials Science, AAS, Leoben, Austria, pipan@unileoben.ac.at

<sup>c</sup>Charles University, Dept. of Physics Materials, FMP, Prague, Czech Republic, cieslar@met.mff.cuni.sk

#### Abstract

In this study ultrafine grain (ufg) structure evolution during high pressure torsion (HPT) of commercial aluminium alloy AA6082 at increased temperature is presented. Two different initial structural states of the alloy were prepared by thermal treatment. The progress in structure refinement in dependence on the shear strain level strain was investigated by TEM. The impact of different amount of strain ( $\epsilon_{ef}$ ) introduced was analyzed with respect to increased temperature of deformation. The microhardness results measured across the deformed discs pointed out on the data scattering. The microstructure analyses showed that an ufg structure was already formed in deformed disc upon the first turn, regardless the initial structure of alloy, resulting from prior thermal treatment. Heterogeneity appearance in ufg deformed structure appearance across the deformed disc was observed, supporting the scattering of microhardness results. Increasing the strain level by increasing the number of turns ( $N=2,4,6$ ), resulted in more uniform homogenized ufg structure across the deformed discs. The effect of deformation temperature increasing became more evident and dynamic recrystallization modified the ufg structure locally. The retardation of new grain growth and higher thermal stability of ufg structure was observed, when two steps thermal treatment of alloy (quenching and ageing) was executed prior torsion deformation. Strength measurement by tensile tests showed that the effect of structure strengthening was degraded partially by local recrystallization advancement. The results of torque measurement versus time showed that the torque required to deform the sample was increasing until the first turn and then remained stable or even fairly decreased.

#### Keywords

Aluminium alloy, microstructure, high pressure torsion, structure refinement, deformation behaviour, recrystallization, torque.



Á

Ú^ç^!^Á|æ çÁ^†|{ æā } ÁÚÖDÁ Á ^ ç Á ç á Á ç| ^ Á • ~ ç| Á ^ ç Á Á | ç Á ^ ç ^ { ^ } ç Á á Á ç ç Á } ç Á Á @ Á | { æā } Á - Á ç [ & ^ • ç | ç ^ Á ç & ç | ^ É V @ Á | | á ~ & ç } Á - Á ç ^ Á | ç Á ^ á Á æ | ç Á

by SPD led to large number of investigation focusing on the microstructure development and related to mechanical properties. It is well known that SPD of metallic materials, involving different deformation processing (ECAP, ARB, HPT, CGP and others) is capable of producing ultrafine grain (UFG) metallic materials with submicrometer, even with nanometer, grain size [1,2].

Á

High pressure torsion (HPT) is a typical process of severe plastic deformation producing ultrafine grain structure in metallic materials. Conventionally, a sample for the HPT process is used in a form of discs. Recently are used also the ring samples [3]. Compared to other SPD processes the HPT technique offers a large number of advantages [4]. For this technique, the shear strain is introduced in proportion to the distance from the disc center, so that an inhomogeneous microstructure develops towards the disc center. Among all available severe plastic deformation techniques HPT represents a simple and effective deformation method, which allows producing reproducible and well defined samples as regards structure refining. High applied pressure prevents the fracture of sample and quantitative parameters of sample response during torsion can be compared with the developed microstructure. The wide range of results for various materials deformed by HPT confirmed a saturation in microstructure refinement, strength and hardness increase as strain increases [5,6]. The improvements in the deformation tool design led to a relatively well defined torsion deformation that resulted in an interest increase in the HPT deformation.

Á

In this study, the aluminium alloy AA6082 (EN AW6082) is processed using HPT technique at increased temperature using disc samples and differences in fine structure development are analyzed with regard to different initial structure of alloy prepared due to different thermal treatment performed prior HPT. Furthermore, microstructure evaluation is examined in details and related to the hardness and torque in dependence of effective strain applied.

Á

## 2. MATERIALS AND EXPERIMENTAL PROCEDURES

Á

A commercial aluminium alloy used for experimental was supplied in as-cast rod and extruded form with a diameter of 20 mm. Prior HPT deformation two structural states of alloy were prepared by thermal treatment as follows:

Á

Á S1 - annealing at temperature of 540°C for 1,5 h followed by water cooling, (solutioning + quenching);

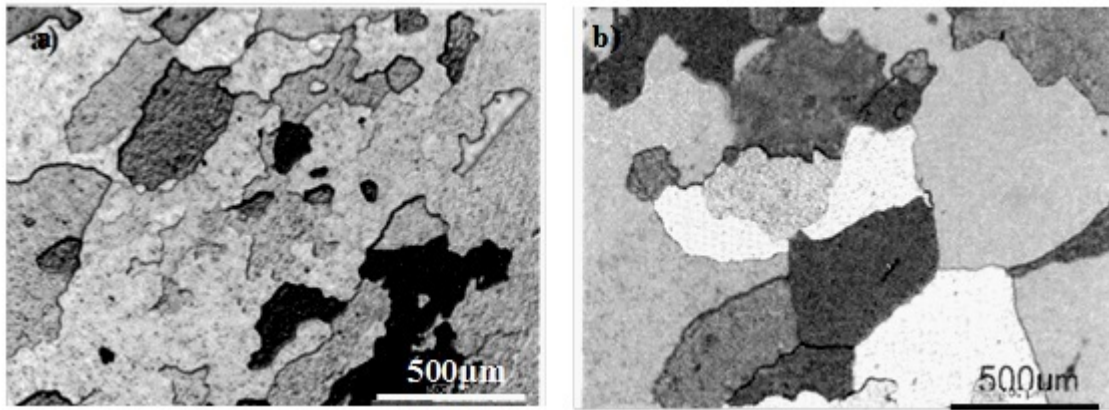
Á

Á S2 - S1 + ageing (temper hardening) at 160°C for 12 hours, (precipitation hardened structure)

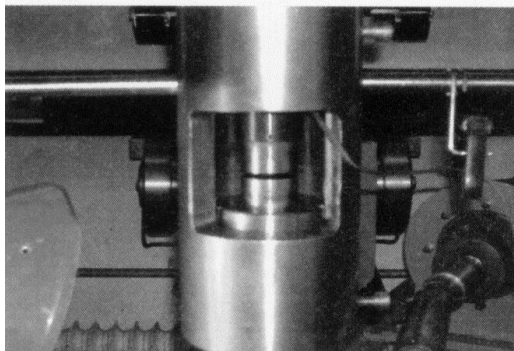
Á

The aim of performing ageing was to prepare a different initial structure to investigate the effect of secondary phase particles  $\beta'$  (Mg<sub>2</sub>Si) precipitates in the matrix) on the deformed structure formation. The initial microstructures resulting from the casting and hot extrusion followed by solutioning and quenching (S1) and after additional hardening (tempering) treatment (S2) are presented in fig. 1a,b. The as-cast and extruded structure modification (rectangular grains formation) was already apparent after solutioning and quenching. However, more detectable changes in structure characteristics were observed after performed solutioning and quenching. However, more detectable changes in structure characteristics were observed after solutioning followed by ageing treatment of the alloy as documented in Fig. 1b.





**Fig. 1** Micrographs of initial microstructures of the alloy: a) as-cast (S1); b) experienced solutioning and ageing (S2).



**Fig. 2** View of HPT deformation facility.

Á

HPT samples were prepared from thermally treated rods in form of discs with thickness in range 0.92 - 0.95 mm and diameter of 8 mm. HPT process was conducted using the facility illustrated in Fig. 2. The deformation facility consists of upper and lower anvils

Á

having a shallow hole of 8 mm in diameter and 0.8 mm depth at the centre. The discs were deformed by torsion up to 6 turns. Each sample was placed inside of the hole and lower anvil was rotated with respect to the upper one at a temperature of 350°C with a rotation speed of 0,4 rpm under a pressure of 4 GPa. The rotation was terminated after N turns with N= 1, 2, 4 and 6. The equivalent strain  $\epsilon_{eq}$  as a function of the number of turns N was calculated according to the relationship:  $N = \frac{\epsilon_{eq}}{2\pi r/t\sqrt{3}}$ , where r and t are the disc radius

Á

and disc thickness respectively. The effective strain corresponding to N= 1, 2, 4, 6 turns was  $\epsilon_{eq} \sim 15, 30, 60, 90$ . The discs were deformed by torsion up to 6 turns.

Á

The changes in mechanical properties in relation to strain (number of turns) were determined by micro hardness measurement, by static tensile tests using subsized tensile pieces cut off aside the centre of the deformed discs (in radial direction) and by in-situ measurement of the torque. Local Vicker's microhardness was measured and tensile properties using small specimens were evaluated at room temperature. On discs samples subjected to HPT deformation the Vicker microhardness was measured across the discs, at the discs edges and centre. A load of 50 g (HV3) was applied and the average was taken from 4 measurement approximately at the same distance from the centre of the disc. Microhardness development after different amounts of deformation was the best method to estimate the mechanical strength [7,8]. To obtain mechanical strength data the small size tensile specimens positioned out of disc centers were machined for tensile tests from HPT samples performed at room temperature, Fig.5. Tensile behaviour was evaluated at room temperature and data on load and elongation for all samples were recorded. The torque, which was measured in time of loading, contains next to the torque necessary to deform the disc sample solely a contribution from the region of the burr as well [9]. So this contribution to deformation process in some way then appears to be difficult to evaluate.

Á

Á



Transmission electron microscopy (TEM) was used to evaluate the ultrafine grain

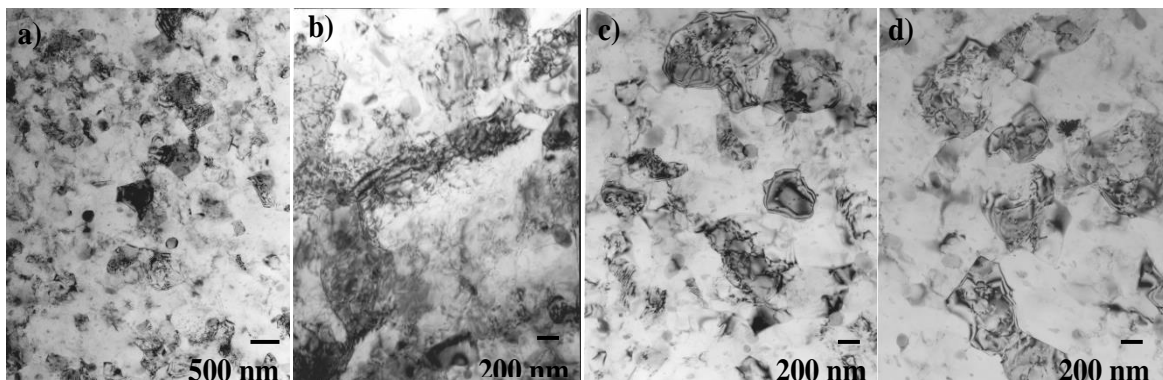
microstructure evolution with respect to site on the deformed discs and number of turns at
 corresponding  $\epsilon_{eq}$ . Discs of 3 mm in diameter were cut off from the deformed discs at the
 centre and the periphery. After thinning and polishing the TEM micrographs were obtained
 using a JEOL JEM 2000FX microscope operating at 200kV. The purpose of the selected
 conditions was to evaluate the effect of difference in strain magnitude across the deformed
 discs at peripheral and axial position on ultrafine grain microstructure development.

### 3. RESULTS AND DISCUSSION

Conducting  $N=6$  turns ( $\epsilon_{eq} \sim 90$ ) the initial equiaxed coarse structure was significantly modified
 and an ultrafine grained microstructure was formed almost across the whole disc, for both initial
 microstructures of the alloy, as can be seen in fig. 4. The size of individual new grains is
 scattered from 200 nm to 1  $\mu\text{m}$ . Randomly, in the central part of the deformed disc, (initial S2
 conditions), areas with partially a recovered dislocation structure, as can be seen in Fig. 4b.
 Probably, this fact can be attributed to a lower strain at the disc centre where the driving force
 for formation of new fine grains was not sufficient. As a matter of fact, only partial local
 recovering of the less deformed structure due to a lower driving force resulted from straining at
 increased deformation temperature in the central area of deformed disc.

#### 3.1 Microstructure

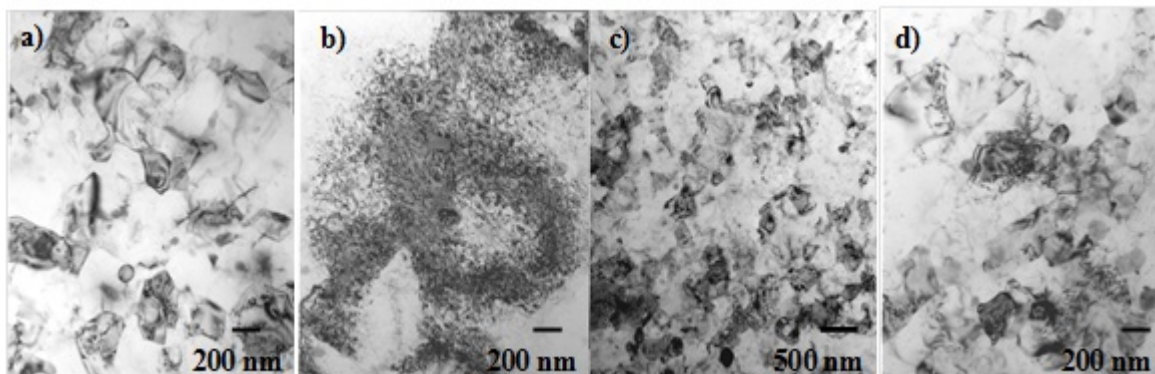
In order to evaluate the magnitude of torsion straining ( $N$ ,  $\epsilon_{eq}$ ) on microstructure development
 at different positions across the deformed discs the TEM micrographs in Fig. 3 presents the
 microstructures as a function of the thermal treatment (states S1 and S2) that developed after
 performing the first turn  $N=1$ . The set of individual figures represent the ultrafine grain structure
 and dislocation structure in deformed discs of both states, which was developed at the edge
 and at the centre of ten deformed discs at temperature of 350°C. There is clear evidence that at
 the end of the first turn ( $\epsilon_{eq} \sim 15$ ) the heterogeneity in development of fine grain structure was
 still observed across the deformed discs, regardless of the alloy thermal treatment carried out.
 At the disc periphery new grains having high angle boundaries were found there



**Fig. 3** TEM micrographs of HPT deformed microstructures developed at the edge and
 at the centre of the deformed discs after the first turn  $N=1$ : a) S1 edge; b) S1 centre; c)
 S2 edge; d) S2 centre







**Fig. 4** TEM micrographs of HPT deformed microstructures developed at the edge and at the centre of the deformed discs performing N6 turns: a) S1 edge; b) S1 centre; c) S2 edge; d) S2 centre.

(micrographs a, b). In the central area of the deformed disc, as indicated on the micrographs c) and d) in Fig. 3, tangled dislocation networks or partially recovered and rearranged dislocation networks (almost subgrains) were found together with new grains. There were not observed evidences that increase temperature of deformation, in any way, would modify or eventually enhanced a growth of newly formed fine grains.

Conducting  $N=6$  turns ( $\epsilon_{eq} \sim 90$ ), the initial equiaxed coarse grained structure was significantly modified and ultrafine grained microstructure was formed almost across the whole disc, for both initial structures of the alloy, as can be seen in Fig. 4. The size of individual new grains is scattered from 200 nm to 1  $\mu\text{m}$ . Randomly, in the central part of the deformed disc (initial S2 conditions), areas with partially recovered dislocation structure were present, as can be seen in Fig. 4b. Probably, this fact can be attributed to a lower strain at the centre of disc, where the driving force for formation of new fine grains was not sufficient. As a matter of fact, only partial local recovering of the less deformed structure, due to a lower driving force, resulted from straining at increased deformation temperature in the central area of deformed disc.

### 3.2 Mechanical properties - hardness.

In order to characterize the changes in mechanical properties due to the large shear deformation, in dependence of applied straining various investigated method were applied. Hardness measurement was mainly used to determine the change of strengthening across the disc, ( at disc periphery and in the centre), after application of different strains  $\epsilon_{eq}$  and compared with with hardness of the executed number of turns are stated in Table 1. The hardness results showed

**Table 1** HV hardness as function of turns numbers (N) and indent position

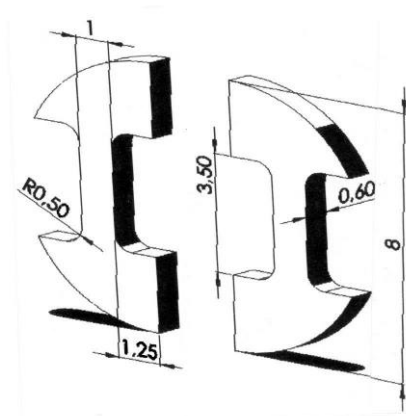
Alloy state	Number of turns [N]	Disc initial thickness [mm]	Disc final thickness [mm]	HV3		
				L	C	R
S <sub>1</sub> - Quench	1	0.92	0.64	83	112	83
S <sub>1</sub> - Q	2	0,94	0.65	83	111	82
S <sub>1</sub> - Q	4	0.95	0.63	110	118	108
S <sub>1</sub> - Q	6	0,95	0.61	102	110	102
S <sub>2</sub> - Q +Ag	1	0.94	0.65	116	120	105
S <sub>2</sub> - Q +Ag	2	0.94	0.65	105	113	105
S <sub>2</sub> - Q +Ag	4	0.95	0.61	108	116	109
S <sub>2</sub> - Q +Ag	6	0.95	0.63	101	112	101



(See Table 1). However, for solution and aged treated alloy (S2 samples) the gradual decrease of hardness was detected for the higher number of turns, that is for  $N = 2, 4$  and  $6$ . This softening is in contradiction with the performed ageing thermal treatment. This fact can be explained probably by a local dynamic recovery and recrystallization, which probably might contribute to structure softening as a result of structure refining. The ufg grain substructural features observed particularly at discs edge support this selective growth of fine grains, as can be seen in Fig. 4 a, b, c, d.

### 3.3 Mechanical properties - tensile deformation behaviour.

In order to evaluate mechanical properties the small tensile specimens were cut off from deformed discs as seen in Fig. 5. The deformation results in form of load and elongation dependences for the smallest and the highest strain ( $N=1$  and  $N=6$ ) are documented in Fig. 6. It shows

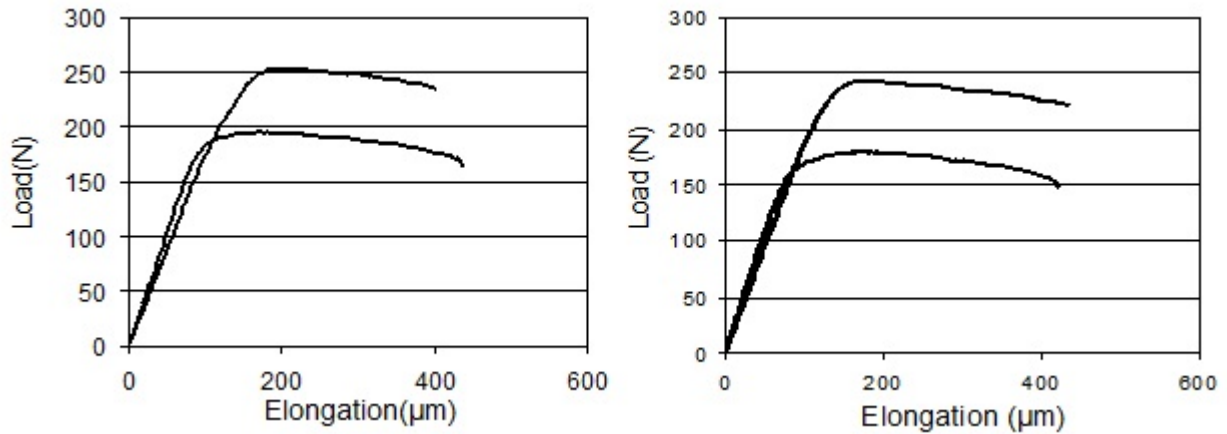


**Fig. 5** Specimens used for tensile tests. Dimensions are in mm

difference in strength values as the number of turns was increasing. It means the reverse phenomenon as regards the strength increase as it was observed at tensile test results. A higher introduced straining did not result in strength increase since strength decrease was recorded. As the effective strain (increased number of turns increasing) increased the strength values were decreasing for a; exposed specimens regardless the initial treatment performed. Evaluating the results with respect to receive deformation structure the reason of this "softening" was initiated by applied conditions (temperature, straining level) of deformation process. In deformed substructure, as structure characteristics show, not only ultrafine grained structure formation is evident, however the recovery and recrystallization process contributed to the fine structure modification and locally the growth of former fine grains, especially at peripheral part of deformed





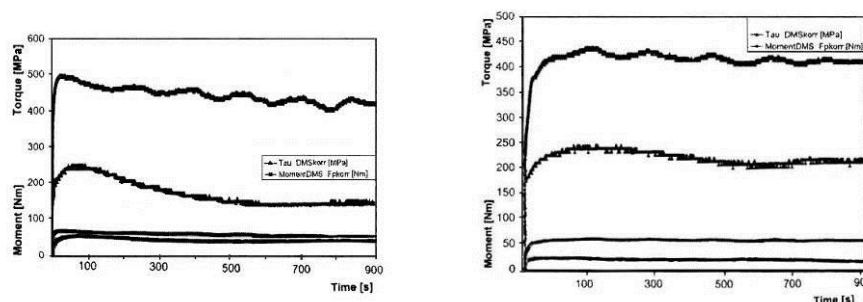


**Fig. 6** Tensile test records expressed in terms of load and elongation: a) S1, N=1; N=6; b) S2, N1; N6).

discs was observed. The drop in strength values and appearance of short strain hardening period on deformation records (fig.6), in case of the highest straining (N=4 and N=6 turns), is probably support of recovery process to grain growth. The softening, which appeared in both structural states of alloy more or less deny the efficiency of ageing for matrix strengthening by Mg<sub>2</sub>Si ( $\beta'$ ) precipitation. The proposed heat treatment was aiming at such a type of strengthening.

### 3.4 Torsion deformation behaviour

In order to characterize the changes in mechanical properties due to larger shear (higher pressure) deformation in Al alloys having different initial treatment, which modified the microstructure, the in-situ measured torque in dependence of applied strain ( $\epsilon_{eq}$ ) and under constant nominal pressure of 4 GPa was performed. The deformation method is convenient to developed large shear deformation, which then can influence the mechanical behaviour of severely deformed metallic materials. The selected in-situ measured torque curves recorded at temperature of 350°C and for different  $\epsilon_{eq}$  as a function of the turn number (N=1 and N=6) for quenched (S1 alloy state) and quenched and aged (S2 alloy state) are presented in Fig.7. At the beginning of deformation a region of intense strain hardening is



**Fig. 7.** Comparison in-situ measured torque records received experienced N=1 and N-6 turns for structural states S1 (a) and S2 (b).

evident for all specimens (conditions). For both structural states a drop of torque was then recorded. One possible reason for such softening could be explained by appearance (contribution) of recrystallization process, due to effect of a quite high deformation temperature. On the other hand, a possible effect could be a contribution from precipitation effect of Mg<sub>2</sub>Si ( $\beta'$ ) precipitates due ageing, but this effect is in contradiction with the structural results observed above.



### 3.5 Summary and conclusion

The method of severe plastic deformation was applied to Al alloy AA6082 in order to study the influence of large monotonic shear deformation on the deformed microstructure development and mechanical properties. Two initial states of experimental alloy for high pressure torsion were prepared with the idea to evaluate the presence of the secondary phase (precipitation) in matrix for structure development and mechanical properties. The results received from structural analyses and from mechanical testing showed some unexpected deformation behaviour with respect the preliminary structure modification and deformation behaviour of alloy as well. In refined deformed substructures no fine precipitates were found, which could have affected the deformation behaviour of strengthened matrix due to SPD. On the other side the effect of softening was observed at torsion testing for both alloy structural states, which resulted in appearance of a short work hardening stage on the torsion deformation curve.

### 4. REFERENCES

- [1] W. M. Segal, V. I. Reznikov, A. E. Dobrishevski, V. A. Kopylov, Russian metallography, 1 (1981) p. 99
- [2] R. Z. Valiev, A. V. Korznikov, R. R. Mulyukov, Mater. Science Eng. A, Vol. 168 (1993) 168, p. 99.
- [3] G. Sakai, K. Nakamura, Z. Horita, T. G. Langdon, Mater. Science Eng. A, Vol.A406 (2005), p. 268.
- [4] R. Pippan, S. Scheriau, A. Hohenwarter, M. Hafok, Materials Science Forum, Vols. 584-586 (2008), p.16.
- [5] F. Wetscher, A. Worhauer, R. Stock, R. Pippan, Mat. Sci. Eng. A, 387-389 (2004), p. 809.
- [6] N. Q. Chinh, G. Horvath, Z. Horita, T.G. Langdon, Acta Materialia., 52 (2004), 3555.
- [7] M. Richert, Q. Liu, N. Hasen, Mater. Sci. Eng. A, 260 (1999), 275.
- [8] R. K. Islamgaliev, W. Buchgraber, Y.R. Kolobov, N. M. Mirkhanov, A. V.
- [9] Sergueva, K. V., Ivanov, Mater, Sci. Eng. A, 319-321 ( 2002), 872.
- [10] F. Wetscher, Doctoral thesis, University of Leoben, Austria, 2006.

### Acknowledgements

This paper was created within the project "**Creation of an international scientific team and incorporation to scientific networks in the area of nanotechnology and unconventional forming material. CZ.1.07/2.3.00/20.0038**", which is financed by the European Social Fund and state budget of the Czech Republic.

