

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



2. Odborné diskusní fórum

„NOVÉ TECHNOLOGIE“

26. – 28. září 2012

Sborník příspěvků

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 „Nové technologie“
Místo, rok:	Ostrava, 2014
Počet stran:	71
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 978-80-248-3469-6



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

Hotel Hukvaldy, Hukvaldy, Česká republika
2012

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

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

2. Odborné diskusní fórum
„Nové technologie“

Sborník příspěvků

26. – 28. září 2012
Hotel Hukvaldy
Hukvaldy, 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

Vyhodnocení tvářitelnosti nízkouhlíkové oceli Evaluation of low-carbon steel formability

Radek ČADA

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

Abstrakt

Príspevek se týká vyhodnocení tvářitelnosti nízkouhlíkové pásové oceli St 4, používané pro výrobu hlubokých výtažků složitých tvarů. Jsou rozebrány vlastnosti plechů, které mají hlavní vliv na úspěšnost hlubokého tažení nebo vypínání, tj. směrové a střední hodnoty mechanických vlastností, hodnoty koeficientů plošné anizotropie mechanických vlastností, směrové a střední hodnoty součinitelů normálové anizotropie, směrové a střední hodnoty exponentů deformačního zpevnění. Je rozebráno, že vlastnosti plechu musí být zkoušeny pomocí zkušebních tyčí orientovaných ve směrech 0°, 45° a 90° vůči směru válcování.

Z hodnot zjištěných zkouškami tahem podle ČSN EN 10002-1 lze při využití početních metod sestavit diagram mezních deformací zkoušeného plechu, a to pro kritérium ztráty stability plastické deformace na mezi pevnosti. Diagramy mezních deformací jsou výhodné pro porovnání plastických vlastností plechů při různých stavech napjatosti, nebo v rozsahu napjatostí daných zvolenou technologií zpracování.

Klíčová slova

Tvářitelnost, plech, ocel, zkouška tahem, anizotropie, zpevnění, diagram mezních deformací.

Abstract

Paper concerns formability evaluation of low-carbon steel strip St 4 used for production of intricate deep stampings. The properties of sheet-metal which have the principal influence upon the success of deep drawing or stretch-forming are described, i. e. directional and mean values of mechanical properties, the values of coefficients of planar anisotropy of mechanical properties, directional and mean values of coefficients of plastic anisotropy ratio, directional and mean values of strain-hardening exponents. It is described, that the properties of sheet-metal must be tested by tensile specimens parallel, perpendicular and diagonal to the rolling direction.

From values, evaluated by tensile tests according to standard ČSN EN 10002-1, the forming limit diagram, which comes out from criterion of plastic deformation stability loss at the tensile strength, can be constructed. Forming limit diagrams are advantageous for comparison of sheet-metal plastic properties at various stress states or in range of stresses according to the working up technology.

Keywords



CZ.1.07/2.3.00/20.0038

1. ÚVOD

Tvářitelnost plechu závisí na mechanických vlastnostech materiálu. Některé materiály se deformují lépe, než jiné. Materiál s nejlepší tvářitelností pro jeden výtažek může být méně vhodný pro výtažek jiného tvaru.

Dřívější výzkumné práce v laboratořích a lisovnách ukázaly, že zásoba plasticity plechu závisí především na velikosti součinitele plastické anizotropie r , což je poměr logaritmické deformace ve směru šířky k logaritmické deformaci ve směru tloušťky plechu a na velikosti exponentu deformačního zpevnění n . Při tažných operacích má klíčový vliv hodnota r , přičemž hodnota n má menší význam. Při vypínání je tomu naopak. Tyto dva parametry mohou být vyhodnoceny pomocí standardního zkušebního stroje a běžných zkušebních tyčí pro zkoušku tahem.

Zkouška tahem poskytuje značné výhody ve srovnání s napodobujícími zkouškami. Provedení napodobujících zkoušek je vždy velmi pomalé a jsou ovlivněny množstvím technologických parametrů jako mazáním, stavem povrchu plechu a nástrojů, rychlostí zkoušení, tloušťkou zkušebního vzorku apod. Většina těchto parametrů je mimo zaměření testování ve výrobních laboratořích.

Pásky z oceli DC04, které jsou vyráběny v podniku VSŽ Ocel', a. s. Košice, Slovenská republika, jsou běžně používány v České republice pro hluboké tažení výtažků složitých tvarů. S ohledem na proměnlivé vlastnosti jednotlivých dodávek těchto ocelových pásů, které negativně ovlivňují výrobu výtažků, bylo rozhodnuto vyzkoušet vhodnost pásové oceli St 4 ze SRN pro výrobu hlubokých výtažků složitěho tvaru. Detailní vyhodnocení vlastností plechu bylo provedeno na Katedře mechanické technologie Fakulty strojní VŠB – Technické univerzity Ostrava.

2. PLECHY Z OCELI St 4 DLE DIN 1624

Ocel St 4 podle DIN 1624 představuje zvláště hlubokotažnou jakost oceli. Válcováním zastudena se z ní vyrábějí tenké plechy v pásech o tloušťce do 3 mm včetně. Pásky plechu jsou rekrytalizačně žíhané s následným lehkým převálcováním za studena (provedení LG dle DIN 1624) nebo s následujícím doválcováním s použitím vyšších redukci (provedení K32 až K70 dle DIN 1624). Technické dodací podmínky jsou určeny DIN 17 010, rozměry a mezní odchylky rozměrů pásu jsou dány DIN 1541. Pás může být dodán se čtyřmi jakostmi a stavy povrchu, které se podle DIN 1624 označují GD (tmavě vyžíhaný), GBK (lesklý vyžíhaný), RP (bez trhlin a pórů) a RPG (leskle hlazený). Ocel St 4 je zaručeně svařitelná.

Pásky plechu se běžně dodávají se zárukou normovaných vlastností, uvedených v DIN 1624 (viz tab. 1 a 2). U uklidněných ocelí, kterou je i ocel St 4, se mechanické vlastnosti zaručují po dobu šesti měsíců od data odeslání plechů od výrobce.

Tab. 1 Předepsané chemické složení (rozběr tavby) oceli St 4 dle DIN 1624

C (hmotn. %)	Si (hmotn. %)	Mn (hmotn. %)	P (hmotn. %)	S (hmotn. %)
max. 0,10	0,03 ÷ 0,10	0,20 ÷ 0,45	max. 0,030	max. 0,035



Tab. 2 Požadavky na mechanické vlastnosti oceli St 4 dle DIN 1624

Mez pevnosti v tahu R_m napříč pásu (MPa)	Tažnost A_{80} napříč pásu (%)	Prohloubení dle Erichsen IE (mm) pro tloušťku 0,80 mm
294 ÷ 392	min. 36	min. 10,45

3. VYHODNOCENÍ VLASTNOSTÍ PÁSOVÉ OCELI ST 4

Pro podrobný rozbor vlastností byl vybrán svitek z pásové oceli St 4 o rozměrech 0,80 x 250 mm, který byl dodán firmou C. D. Wälzholz (SRN) s rozměry a mezními úchytkami rozměrů podle DIN 1541 (tolerance tloušťky pásu $\pm 0,05$ mm, tolerance šířky pásu $+0,8 -0,0$ mm). Pásová ocel byla dodána v provedení LG dle DIN 1624, tj. lehce převálcovaná, s jakostí povrchu RP dle DIN 1624, tj. bez trhlin a pórů, s okraji GK, tj. s odstřiženými hranami.

3.1 Metalografické hodnocení pásové oceli St 4

Za účelem posouzení mikrostruktury plechu byly z plechu zhotoveny příčné metalografické výbrusy a naleptány 3 % roztokem Nitalu, tj. 3 % roztokem kyseliny dusičné HNO_3 (hustoty $1,4 \text{ g/cm}^3$) v ethylalkoholu C_2H_5OH . Leštění a leptání bylo opakováno třikrát. Fotografie naleptaných metalografických výbrusů se zvětšeními 200 x a 500 x byly provedeny na mikroskopu Neophot 2 (Carl Zeiss Jena). Na fotografiích je vidět feritické zrna s lamelárním perlitem na hranicích zrn (viz obr. 1, 2, 3 a 4).

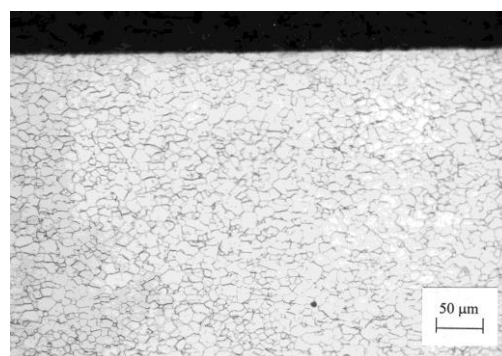
z (ve směru tloušťky plechu)



x (0°)

Obr. 1 Příčný metalografický výbrus z plechu z oceli St 4 ve směru 0° vůči směru válcování (leptáno 3 % Nital)

z (ve směru tloušťky plechu)



y (90°)

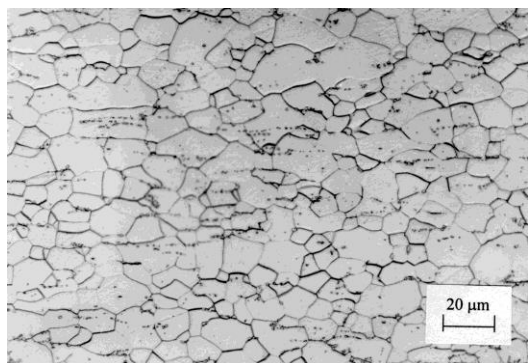
Obr. 2 Příčný metalografický výbrus z plechu z oceli St 4 ve směru 90° vůči směru válcování (leptáno 3 % Nital)

U oceli St 4 byla zjištěna velikost feritického zrna 10,5 dle ČSN 42 0462. Tvar feritických zrn byl u testované oceli St 4 zploštělý, čočkovitý, přičemž delší osy byly v rovině plechu. Feritická zrna byla protáhlá ve směru válcování s rozměrovou heterogenitou nepřesahující 2 čísla podle stupnice ČSN 42 0462, což je rozdíl přípustný pro zvláště hlubokotažné ocelové plechy. U zkoumané oceli by proto při hlubokém tažení nemělo dojít k nerovnoměrné deformaci plechu nebo vzniku prasklin vlivem nerovnoměrné velikosti feritických zrn.

Střední stupeň znečištění oceli St 4 nekovovými vměstkami byl menší než 1 dle ČSN 42 0471, což svědčí o velké čistotě její mikrostruktury a z toho plynoucí dobré tvařitelnosti. Nejvyšší stupeň výskytu cementitu byl zjištěn 02/1A dle ČSN 42 0469, tj. rovnoměrně rozložené útvary velikosti přibližně 10 μm na hranicích zrn s náznakem tvorby síťoví v rozsahu přibližně do 1/6 jejich obvodů.



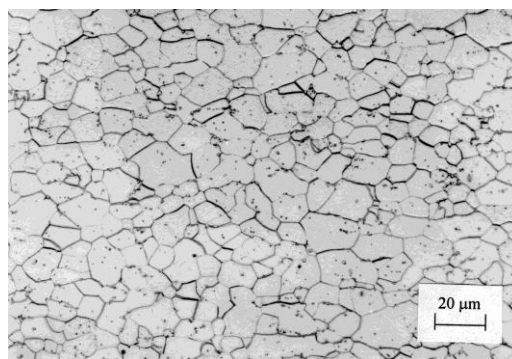
z (ve směru tloušťky plechu)



x (0°)

Obr. 3 Příčný metalografický výbrus z plechu z oceli St 4 ve směru 0° vůči směru válcování (leptáno 3 % Nital)

z (ve směru tloušťky plechu)



y (90°)

Obr. 4 Příčný metalografický výbrus z plechu z oceli St 4 ve směru 90° vůči směru válcování (leptáno 3 % Nital)

3.2 Vyhodnocení mechanických vlastností

Vyhodnocení mechanických vlastností bylo provedeno zkouškou tahem podle ČSN EN 10002-1 na zkušební trhačím stroji, který odpovídá ČSN EN 10002-1. Zkušební tyče měly rozměry v souladu s normami ČSN EN 10002-1, ČSN ISO 10113 a ČSN ISO 10275. Odběr zkušebních tyčí z pásů byl proveden v souladu s ČSN EN ISO 377, která stanovuje zásady odběru a zpracování zkušebních tyčí z ocelí pro mechanické zkoušky.

Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ byla zjišťována z tahového diagramu grafickou metodou podle ČSN EN 10002-1. Směrové hodnoty mechanických vlastností byly vypočteny jako aritmetické průměry z hodnot, naměřených u třech zkušebních tyčí (viz tab. 3).

Tab. 3 Mechanické vlastnosti pásové oceli St 4

Mechanické vlastnosti	Orientace vůči směru válcování plechu			Střední hodnota
	0°	45°	90°	
$R_{p0,2}$ (MPa)	204,0	205,6	204,7	205,0
R_m (MPa)	346,7	355,8	349,0	351,8
$R_{p0,2}/R_m$ (MPa)	0,588	0,578	0,587	0,583
A_{80} (%)	36,6	39,3	36,9	38,0
Z (%)	55,2	58,0	60,1	57,9
ε_r (-)	0,267	0,283	0,268	0,275
C (MPa)	528,9	543,5	529,2	536,3

3.3 Vyhodnocení plošné anizotropie mechanických vlastností plechu

Ze zjištěných směrových hodnot mechanických vlastností (viz 2.2) byly vypočteny hodnoty součinitelů plošné anizotropie smluvní meze kluzu v tahu, meze pevnosti v tahu, podílu $R_{p0,2}/R_m$ a tažnosti A_{80} podle následujícího příkladu:

$$PR_{m(x)} = \frac{R_{m(x)} - R_{m(0)}}{R_{m(0)}} \cdot 100 \quad (\%) \quad (1)$$

kde P je součinitel plošné anizotropie jednotlivé mechanické vlastnosti, x (°) je úhel mezi osou zkušební tyče a směrem válcování plechu, 0° je směr válcování plechu.



Tab. 4 Koeficienty plošné anizotropie zkoušené pásové oceli St 4

Koeficient plošné anizotropie	Směr vůči směru válcování plechu	
	45°	90°
$P_{Rp0,2}$ (%)	0,78	0,34
P_{Rm} (%)	2,62	0,66
$P_{Rp0,2/Rm}$ (%)	-1,70	-0,17
P_{A80} (%)	7,38	0,82

3.4 Vyhodnocení součinitele plastické anizotropie

Hodnoty součinitelů plastické anizotropie r byly stanoveny z měření podle ČSN ISO 10113 s využitím vztahu:

$$r = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} = \frac{\ln \frac{b_0}{b_k}}{\ln \frac{s_0}{s_k}} = \frac{\ln \frac{b_0}{b_k}}{\ln \frac{L_k \cdot b_k}{L_0 \cdot b_0}} \quad (2)$$

kde jsou φ_b , φ_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.

Průměrné hodnoty součinitele plastické anizotropie r_m byly vypočteny ze vztahu:

$$\bar{r} = \frac{1}{4} \cdot (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) \quad (3)$$

kde r_0 , r_{45} a r_{90} jsou hodnoty součinitele plastické anizotropie ve směrech 0°, 45° a 90° vůči směru válcování plechu.

Hodnota stupně plošné anizotropie součinitele plastické anizotropie Δr vyjadřuje sklon ke tvorbě cípů při tažení. Hodnoty Δr byly vypočteny ze vztahu:

$$\Delta r = \frac{1}{2} \cdot (r_0 - 2r_{45} + r_{90}) \quad (4)$$

Tab. 5 Součinitelé plastické anizotropie a jejich stupeň plošné anizotropie u pásové oceli St 4

r_0 (-)	r_{45} (-)	r_{90} (-)	$\bar{r}$ (-)	Δr (-)
1,32	1,49	1,86	1,54	0,10

3.5 Vyhodnocení exponentu deformačního zpevnění

Průměrná hodnota exponentu deformačního zpevnění n_m byla vypočtena ze vztahu:

$$n_m = \frac{1}{4} \cdot (n_0 + 2n_{45} + n_{90}) \quad (5)$$

kde n_0 , n_{45} a n_{90} jsou hodnoty exponentu deformačního zpevnění ve směrech 0°, 45° a 90° vůči směru válcování plechu.

Stupeň plošné anizotropie exponentu deformačního zpevnění Δn byl vypočten ze vztahu:

$$\Delta n = \frac{1}{2} \cdot (n_0 - 2n_{45} + n_{90}) \quad (6)$$



Průměrná hodnota exponentu deformačního zpevnění n_m byla rovněž vypočtena z maximální rovnoměrné deformace s využitím vztahu:

$$n_m = \ln(1 + \varepsilon_u) \quad (7)$$

Tab. 6 Hodnoty exponentu deformačního zpevnění a stupně plošné anizotropie exponentu deformačního zpevnění pásové oceli St 4 vypočtené s využitím rovnic (5) a (6)

Použitá rovnice	n_0 (-)	n_{45} (-)	n_{90} (-)	n_m (-)	Δn (-)
5	0,157	0,159	0,157	0,158	-0,003
7	0,219	0,234	0,221	0,227	-0,028

3.6 Vyhodnocení indexu tvářitelnosti

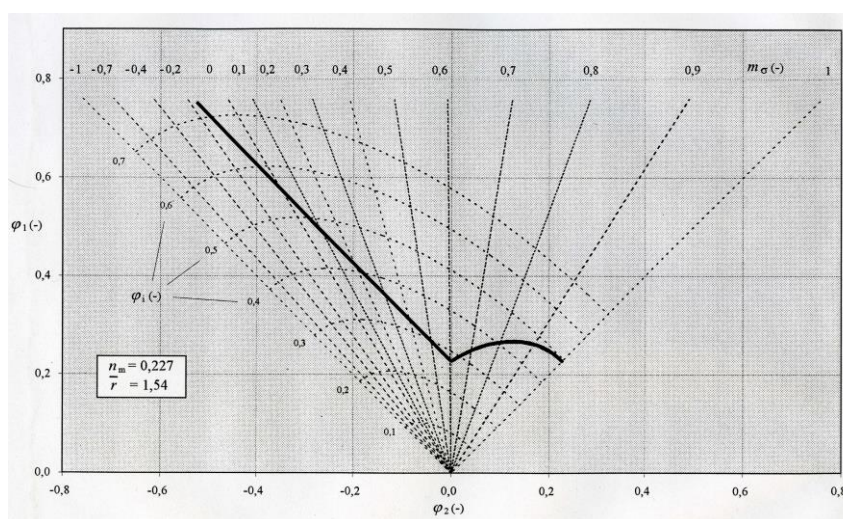
Pro možnost vzájemného porovnání tvářitelnosti materiálů byl vypočten index tvářitelnosti I [1]:

$$I = r_{\alpha \min} \cdot n_m \cdot 1000 \quad (8)$$

kde $r_{\alpha \min}$ je minimální hodnota součinitele plastické anizotropie z hodnot ve směrech 0° , 45° a 90° vůči směru válcování plechu, n_m je průměrná hodnota exponentu deformačního zpevnění.

3.7 Diagram mezních deformací plechu

Pro vyhodnocení tvářitelnosti pásové oceli St 4 byl zkonstruován diagram mezních deformací (obr. 5), který vychází z kritéria ztráty stability na mezi pevnosti.



Obr. 5 Diagram mezních deformací plechu z oceli St 4
(φ_1 – hlavní logaritmická deformace ve směru 1, φ_2 – hlavní logaritmická deformace ve směru 2)

4. ZÁVĚRY

Pásová ocel St 4 nevykázala v žádném ze směrů 0° , 45° a 90° vůči směru válcování výraznou mez kluzu v tahu R_e , což svědčí o správně provedeném lehkém převálcování této oceli při její výrobě. Vysoké střední hodnoty $R_{p0,2}$ i R_m souvisí se zjištěným velmi jemným zrnem (viz 2.1).

Vlivem vysoké hodnoty $R_{p0,2}$ a dostatečně vysoké hodnoty R_m byla u dané oceli vypočtena nízká hodnota poměru $R_{p0,2}/R_m = 0,583$ (viz tab. 3), která odpovídá velmi dobré tvářitelnosti [1, 5], což svědčí o velké zásobě plasticity daného materiálu pro tváření zastudena.



U pásové oceli byla zjištěna velmi nízká plošná anizotropie mechanických vlastností (viz tab. 4), která umožňuje docílit menší rozměrové odchylky hlubokých výtažků vzhledem k požadovanému tvaru. Rovněž hodnota Δr (viz tab. 5), která vyjadřuje sklon ke tvorbě cípů při tažení, byla nízká, proto by při hlubokém tažení rotačně symetrických výtažků z této oceli docházelo ke vzniku cípů malých rozměrů, a to ve směrech 0° a 90° vůči směru válcování plechu, protože byla hodnota Δr kladná.

Pásová ocel St 4 vykázala nízkou hodnotu $\bar{r} = 1,54$ (viz tab. 5), která odpovídá dobré tvařitelnosti [1, 5]. Tato hodnota svědčí o dostatečné odolnosti proti ztenčování plechu při hlubokém tažení a o vhodnosti dané pásové oceli pro případy hlubokého tažení, kde převládají tlakově-tahová mechanická schémata deformací. Zjištěná velmi nízká hodnota $n_m = 0,227$ (viz tab. 6), která odpovídá dobré tvářitelnosti [1, 5], svědčí o relativně dobré vhodnosti této oceli pro případy hlubokého tažení, kde převládají napětí tahová. Hodnota n_m má vliv na DMD této oceli. Vypočtená hodnota indexu tvářitelnosti $r_{\alpha min} \cdot n_m \cdot 1000 = 299,6$ odpovídá dobré tvářitelnosti [1, 5]. Uvedená skutečnost, která je především způsobena nízkou hodnotou n_m , svědčí o malé vhodnosti této oceli pro případy hlubokého tažení, kde se současně vyskytují jak tlakově-tahová, tak i tahová mechanická schémata deformací.

Celkově lze konstatovat, že příznivé mechanické vlastnosti a velmi nízká plošná anizotropie mechanických vlastností, zvyšující přesnost výtažků, vykompenzovaly negativní vliv velmi jemného zrna (odpružení), takže převládne jeho kladný vliv, kterým je dosažení velmi hladkého povrchu výtažku. Hlavními nedostatky této pásové oceli z hlediska tvářitelnosti jsou dosti nízká hodnota r_m a především velmi nízká hodnota n_m , která je určující pro vhodnost plechu k hlubokému tažení. Daná pásová ocel je vhodná pro případy hlubokého tažení, kde se vyskytují tlakově-tahová mechanická schémata deformací, ocel je méně vhodná pro kombinovaná a nejméně vhodná pro tahová mechanická schémata deformací.

5. LITERATURA

- [1] POLLÁK, L. Anizotropia a hlbokot'aznosť oceľových 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 Bratislave, 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.

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. SP2012/162 o názvu „*Optimalizace procesů plošného a objemového tváření s využitím fyzikálního modelování a metody konečných prvků*“ řešeného v roce 2012 na FS VŠB-TUO.





evropský
sociální
fond v ČR



EVROPSKÁ UNIE



MINISTERSTVO ŠKOLSTVÍ,
MLÁDEŽE A TĚLOVÝCHOVY



OP Vzdělávání
pro konkurenceschopnost

INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

Strukturní a mechanické charakteristiky hliníkových slitin tvářených za studena

Structure and mechanical properties of cold formed aluminium alloys

Lubomír ČÍŽEK ^a, Stanislav RUSZ ^a, Petr KAWULOK ^a

^a VŠB – Technická univerzita Ostrava, 17. Listopadu 15, 708 33 Ostrava – Poruba, ČR,
lubomir.cizek@vsb.cz

Abstrakt

Současné materiály se vyznačují vysokými hodnotami užitných vlastností vedoucích k dosažení vysoké životnosti a spolehlivosti v průběhu jejich exploatace. V poslední době je značná pozornost věnována mimo jiné i rozvoji technologií zpracování neželezných kovů, zejména hliníkových a hořčíkových slitin, které nacházejí stále větší využití v automobilovém průmyslu. Značný rozsah aplikace hliníku, hořčíku a jejich slitin v technické praxi spočívá ve využití možnosti vlivu kombinace chemického složení a metod tváření a tepelného zpracování na výsledné fyzikální, mechanické, korozní a technologické vlastnosti.

Předložená práce je zaměřena na studium vlivu různého stupně tváření na strukturní a mechanické charakteristiky vybraných hliníkových slitin.

Hodnocení mechanických vlastností bylo provedeno tahovou zkouškou, resp. zkouškou tvrdosti, ke stanovení struktury byla použita světelná mikroskopie.

Klíčová slova

Hliníkové slitiny, tváření za studena, strukturní a mechanické charakteristiky.

Abstract

Contemporary materials should possess high mechanical, physical, chemical, as well as technological properties, to ensure long and reliable use. The above mentioned requirements and expectations regarding the contemporary materials are met by the non-ferrous metals alloys used nowadays, including namely the aluminium and magnesium alloys.

Presented experimental work is focused on the study of microstructure and mechanical properties of selected aluminium alloys $AlFe_{1.5}Mn$ and $AlMn1Cu$ after combination of forming procedures. Mechanical properties were determined by tensile test. The study of microstructures used methods of light microscopy.

Results of mechanical properties show that alloys at 92% still demonstrate possibilities of formability, but optimal deformation appears to be of 70%. Higher strengthening effect of the



alloy AlMn1Cu can be probably linked to higher degree of solubility of admixtures in solid solution, or to finer dispersion of precipitates.

Keywords

aluminium alloys, could forming, structure and mechanical properties.

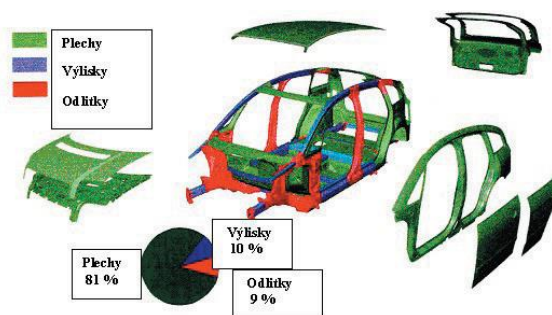
1. ÚVOD

Značný rozsah aplikace hliníku a jeho slitin v technické praxi spočívá ve využití možnosti vlivu kombinace chemického složení a metod tváření a tepelného zpracování na výsledné fyzikální, mechanické, korozní a technologické vlastnosti [1-6]. Příklad využití slitin v automobilovém průmyslu je uveden na Obr. 1.

Mezi druhy tepelného zpracování hliníku a jeho slitin patří zejména následující způsoby žíhání:

Rozpouštěcí žíhání, ochlazení a umělé nebo přirozené stárnutí – pomocí precipitačního zpevnění při tepelném zpracování, které tvoří rozpouštěcí žíhání, ochlazení a umělé nebo přirozené stárnutí se dosahuje nejefektivnějšího zpevnění slitin hliníku oproti samotnému hliníku, jehož pevnostní charakteristiky jsou nízké.

Změny pevnostních vlastností v průběhu přirozeného a umělého stárnutí mohou být ovlivňovány širokou řadou technologických parametrů, například prodlevou mezi válcováním a umělým, resp. přirozeným stárnutím, velikostí plastické deformace po ochlazení z teploty rozpouštěcího žíhání či deformací vnesenou po umělém stárnutí, parametry a způsobem tváření před a po tepelném zpracování (kování, lisování, válcování).



Obr. 1 Příklad využití slitin v automobilovém průmyslu

Předložená práce je zaměřena na studium vlivu různého stupně tváření na strukturní a mechanické charakteristiky vybraných hliníkových slitin. Hodnocení mechanických vlastností bylo provedeno tahovou zkouškou, resp. zkouškou tvrdosti, ke stanovení struktury byla použita světelná mikroskopie.

2. EXPERIMENTAL MATERIAL AND PROCEDURES

Výše uvedené slitiny byly vyrobeny fy Al Invest, dříve Kovohutě Břidličná a dodány ve strukturním stavu odpovídajícímu komerční expedici výrobce (litý pás s mírným úběrem válcováním do 10 % na tloušťku 8,55 mm v případě AlFe1,5Mn a 8,45 mm v případě AlMn1Cu). Chemické složení slitin je uvedeno v Tab 1.



Tab 1 Chemické složení užitých slitin (hm.%)

Alloy	Fe	Mn	Cu	Al
AlFe1,5Mn	1,29	0,41	-	Rest
AlMn1Cu	0,29	1,26	0,15	Rest

Z tohoto pásu byly vyříznuty pásy šířky 15 mm a dále tvářeny za studena na válcovací stolici Q110 katedry tváření, VŠB-TU Ostrava. Obě slitiny byly postupnými úběry tvářeny na zvolené stupně deformace 15, 30, 48, 70 a 92 %. Výsledná tloušťka pásků po válcování na zvolené stupně deformace je uvedena v Tab 2.

Tab. 2 Výsledné tloušťky pásků po válcování na zvolené stupně deformace

Stupeň deformace (%)	0	15	30	48	70	92
Tloušťka pásku F (mm)	8,55	7,27	6,00	4,44	2,54	0,68

Stupeň deformace (%)	0	15	30	48	70	92
Tloušťka pásku F (mm)	8,55	7,27	6,00	4,44	2,54	0,68
Tloušťka pásku C (mm)	8,45	7,20	5,94	4,41	2,54	0,66

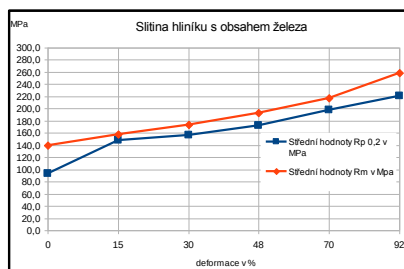
Ploché vzorky pro tahovou zkoušku byly vyříznuty z vyválcovaného pásku v délce 110 mm a vyrobeny odfrézováním nepravidelných okrajových částí, vzniklých v průběhu tváření zejména při vysokých stupních deformace na šířku 10 mm. Tloušťka plochých vzorků pro tahovou zkoušku vyrobených z pásků s různým stupněm tváření je totožná s tloušťkou pásků po válcování, uvedených v Table 2. Vzorky pro tahovou zkoušku použitých slitin ve výchozím stavu byly odfrézovány na tloušťku 5 mm.

3. VÝSLEDKY TAHOVÉ ZKOUŠKY

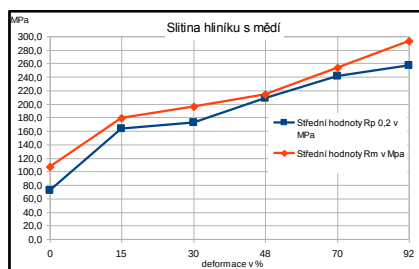
Testing of mechanical properties was made on tensile testing machine INOVA- TSM 50 in agreement with Standard ČSN EN 10002-1 [7]. The obtained results of tensile test used alloys are given in Figs.2-4. Výsledné hodnoty jednotlivých veličin mechanických vlastností představují průměr ze tří měření.

Z výsledků je vidět, že ve výchozím stavu slitina AlFe1,5Mn dosahuje vyšších hodnot meze kluzu a meze pevnosti a nižší hodnoty tažnosti oproti slitině AlMn1Cu. Pozorovaný rozdíl není příliš výrazný. S rostoucím stupněm deformace se rozdíl v chování obou slitin zvyšuje. V závislosti na stupni deformace slitin při tváření dochází u slitiny AlMn1Cu k většímu zpevnění nežli u slitiny AlFe1,5Mn, přičemž k největšímu růstu meze kluzu a meze pevnosti spojeného s výrazným poklesem tažnosti dochází už při prvním stupni deformace 15%. Při dalších stupních deformace (30 a 48%) je růst meze kluzu a meze pevnosti pomalejší a při deformacích 70 a 92% se opět mírně zvětšuje. V případě slitiny AlFe1,5Mn dochází se zvyšující se deformací k nižšímu deformačnímu zpevnění v porovnání se slitinou AlMn1Cu a jeho růst je rovnoměrný.

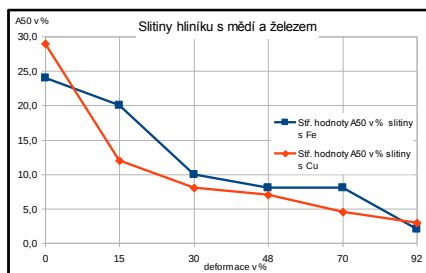




Obr. 2 Výsledky tahové zkoušky ($R_{p0.2}$, R_m) slitiny AlFe1,5Mn



Obr. 3 Výsledky tahové zkoušky ($R_{p0.2}$, R_m) slitiny AlMn1Cu



Obr. 4 Výsledky tahové zkoušky (A_{50}) slitiny AlFe1,5Mn a AlMn1Cu

V případě tažnosti obou studovaných slitin je vidět, že tažnost slitiny AlMn1Cu dosahuje nižších hodnot, mimo výchozí stav a při deformaci 92%, kde jsou zjištěné hodnoty velmi blízké.

Výsledky mechanických vlastností ukazují, že slitiny při 92% stále vykazují možnost tvařitelnosti, ale optimální deformace se jeví 70%.

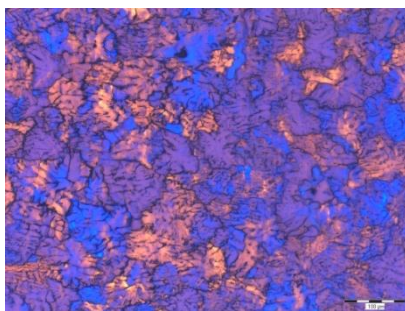
Vyšší zpevňovací účinek slitiny AlMn1Cu lze pravděpodobně spojovat s vyšším stupněm rozpustnosti příměsí v tuhém roztoku, případně jemnější dispersí precipitátů. Ke studiu bude pro objasnění v dalších pracích využito mikroanalýzy.

4. METALOGRAFICKÉ HODNOCENÍ

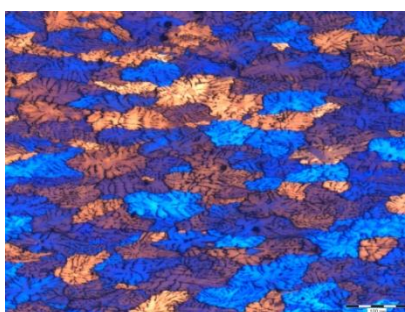
Vzorky pro metalografické hodnocení byly vyříznuté z vyválnovaných pásků a zality rovnoběžně s povrchem a kolmo k povrchu a směru válcování. Po obvyklé metalografické přípravě byly elektrolyticky leptány. Mikrostruktura byla hodnocena na světelném mikroskopu Olympus IX70. Snímky vybraných vzorků jsou uvedeny na Obr.5-10.

Ve výchozím stavu jsou na snímcích patrný převažující mírně deformovaná zrna tuhých roztoků hliníku s malým množstvím vyloučených intermetalických fází podle typu slitiny (viz. Obr.5 a 8).



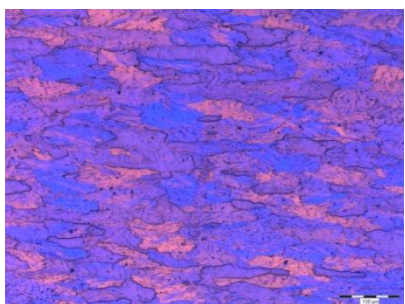


a)

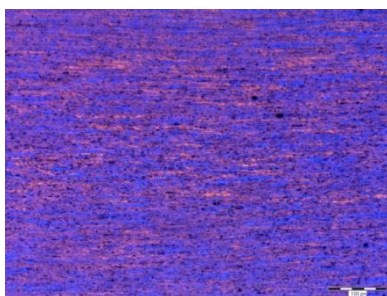


b)

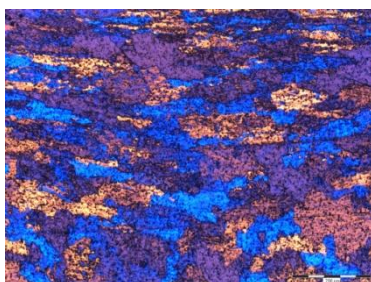
Obr. 5 Struktura výchozího stavu slitiny AlFe1,5Mn.
a) rovnoběžně s povrchem, b) kolmo k povrchu



Obr. 6 Struktura stavu F30 slitiny AlFe1,5Mn, kolmo k povrchu

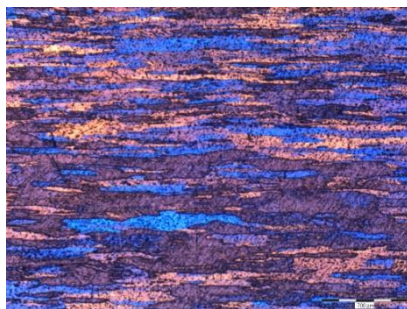


Obr. 7 Struktura stavu F92 slitiny AlFe1,5Mn kolmo k povrchu



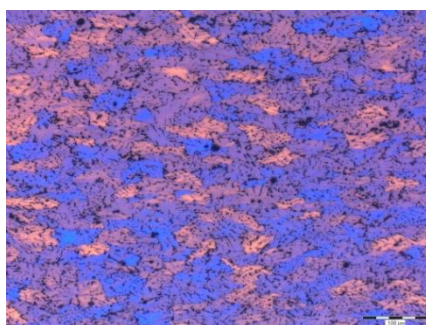
a)





b)

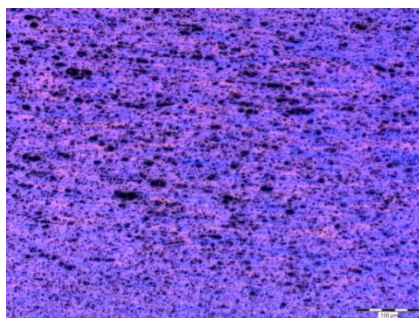
Obr. 8 Struktura výchozího stavu slitiny AlMn1Cu,
a) rovnoběžně s povrchem, b) kolmo k povrchu



Obr. 9 Struktura stavu C30 slitiny AlMn1Cu kolmo k povrchu

S rostoucím stupněm tváření se vzhled mikrostruktury u vzorků připravených rovnoběžně s povrchem podstatně neměnil a z tohoto důvodu jsou na Obr. 6-7 a Obr. 9-10 ukázány mikrostruktury tvářených vzorků pouze v kolmém řezu. Jak je vidět z těchto snímků mikrostruktura vykazuje rostoucí řádkové uspořádání zrn po deformaci. Vyššímu stupni deformace odpovídá větší zjemnění.

Vzhledem k obtížnému leptání tvářených hliníkových slitin [6] bylo pozorování mikrostruktury prováděno v polarizovaném světle.



Obr. 10 Struktura stavu C92 slitiny AlMn1Cu kolmo k povrchu

5. ZÁVĚR

V předložené práci jsou studovány možnosti tvařitelnosti a vliv stupně tváření na mechanické vlastnosti slitin.

Výsledky mechanických vlastností ukazují, že slitiny při 92% stále vykazují možnost tvařitelnosti, ale optimální deformace se jeví 70%.



Vyšší zpevňovací účinek slitiny AlMn1Cu lze pravděpodobně spojovat s vyšším stupněm rozpustnosti příměsí v tuhém roztoku, případně jemnější dispersí precipitátů. Ke studiu bude pro objasnění v dalších pracích využito mikroanalýzy.

Studium vlastností výše uvedených slitin bude rozšířeno o možnost kombinace tváření a tepelného zpracování k optimalizaci vlastností.

6. LITERATURA

- [1] ASM Handbook No.2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special – Purpose Materials, ASM International, Metals park Ohio, 1990, pp. 29,
- [2] Tempus, G.: New aluminium materials and fuselage design implemented in the aircraft industry. HICON-ALUMINIUM 2002, Germany
- [3] Davis, J.R.: Metals Handbook, Desk Edition, Second Edition, ASM International, The Materials Information Society , USA, 1998, pp.560- 564,
- [4] Higgins, J.R.: Engineering Metallurgy – Vol.1: Applied Physical Metallurgy, Sixth Edition, J W Arrowsmith Ltd, Bristol, 1993, pp.406-429,
- [5] Mondolfo, L.E: Aluminium Alloys, Structure and Properties, Butterworth, 1976
- [6] Michna, Š. a kol.: Encyklopedie hliníku (Aluminium Handbook), Adin Prešov, 2005, pp.14-24, 119, 131-137, 143-149, , 256-270, 293-297, 379, 382 – 386,
- [7] ČSN EN 10002-1: Zkouška tahem za okolní teploty

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

Zjemňování mikrostruktury metodou ASR

Microstructure refinement by ASR

Zbyšek NOVÝ^a, Daniela HAUSEROVÁ^a, Jaromír DLOUHÝ^a

^a COMTES FHT a.s., Průmyslová 995, 33441 Dobřany,

Abstrakt

Pro dosahování velmi dobrých mechanických vlastností uhlíkových ocelí se středním obsahem uhlíku je příznivé, pokud při jejich žhání dochází ke zjemnění mikrostruktury a ke sferoidizaci cementitických lamel. Mikrostruktura s jemnými zrny a sferoidizovanými karbidy vykazuje sama o sobě velice dobrou kombinaci pevnosti, houževnatosti a tažnosti. Po jejím případném zakalení se jemná mikrostruktura přenáší i do zákalného stavu a přispívá rovněž k výborné kombinaci vlastností. Během posledních pěti let byl popsán jev nazvaný ASR (Accelerated Spheroidization and Refinement), který umožňuje rychle a efektivně dosáhnout obou efektů – zjemnění mikrostruktury i sferoidizace karbidů. Na základě tohoto jevu byla nově vyvinuta technologie termomechanického zpracování, která sestává z ohřevu materiálu na teplotu pod hodnotu Ac1 s následnou plastickou deformací. Energie vložená do materiálu plastickou deformací vede ke krátkodobému zvýšení teploty nad Ac1 do interkritické oblasti. Především v oblastech perlitických kolonií vzniknou na krátkou dobu austenitické ostrůvky obklopené feritickou maticí. Cementitické lamely se částečně rozpustí v austenitu, ztratí svou celistvost a po následném ochlazení jsou ve struktuře sferoidizované cementitické částice, jejichž výskyt přesahuje hranice původních perlitických kolonií.

Klíčová slova

žhání na měkko, sferoidizace, uhlíková ocel, mechanické vlastnosti, zjemnění zrna, kování

Abstract

Favourable processes contributing to attractive mechanical properties in medium-carbon steels include grain refinement and cementite spheroidisation during annealing. As such, fine-grained microstructures with globular carbides offer very good combinations of strength, toughness and ductility. If quenched, they retain their fine-grained nature and the inherently good properties. In recent five years, the ASR phenomenon (Accelerated Spheroidisation and Refinement) has been reported, which allows both effects, grain refinement and carbide spheroidisation, to be achieved rapidly and effectively. Based on this phenomenon, a new thermomechanical treatment process was developed, which consists of heating to a temperature below Ac1 and the subsequent plastic deformation. The energy input into the material through plastic deformation causes a short-term increase in temperature above Ac1, in the intercritical range. As a result, austenite islands form within the ferritic matrix momentarily, mainly in the pearlite



colonies. Cementite lamellae partially dissolve in austenite and lose their integrity. Upon cooling, spheroidised cementite particles can be found in the microstructure, even outside the prior pearlite colonies. Thanks to the plastic deformation applied at a relatively low temperature, the resulting ferrite grain becomes much finer.

Keywords

soft annealing, spheroidisation, carbon steel, mechanical properties, grain refinement, forging

1. ÚVOD

Stávající procesy, které u ocelí vedou ke sferoidizaci karbidů, jsou založeny na difuzi uhlíku v materiálu, který je ohřátý na teplotu těsně pod Ac_1 [1]. Difuzní procesy jsou obvykle časově náročné, výdrže na teplotě mohou trvat podle typu oceli jednotky, ale i desítky hodin [2]. Dlouhá doba žíhání proces prodražuje a komplikuje logistiku výroby.

Při dlouhodobém žíhání dochází v materiálu vedle sferoidizace karbidů rovněž k snižování tvrdosti, v některých případech k zotavení i rekrytalizaci, ale nedochází ke zjemnění zrna [3]. Pevnost a tvrdost materiálu se snižují, tažnost a plastické vlastnosti rostou. Nově navržený proces s efektem ASR několikanásobně zkracuje čas potřebný na sferoidizaci karbidů, přitom zajistí rovněž vysokou tažnost. Pevnostní vlastnosti klesnou méně – díky zjemnění zrna, ale významně se zlepší houževnatost. V předkládaném článku je sledován vliv intenzity plastické deformace a následné teplotní výdrže na proces sferoidizace karbidů [4].

2. EXPERIMENT

Experimentální program byl proveden na uhlíkové oceli C45 s chemickým složením uvedeným v tabulce 1. Výchozí mikrostruktura byla tvořena feritem a lamelárním perlitem s výraznou texturou. Počáteční tvrdost byla 180 HV, smluvní mez kluzu $R_{p0.2} = 378$ MPa, mez pevnosti $R_m = 673$ MPa, tažnost $A = 29$ % a vrubová houževnatost $KCV=42$ J/cm². Zpracování bylo provedeno za účelem zjištění vlivu intenzity deformace a teplotní výdrže na sferoidizaci karbidů a mechanické vlastnosti. Režimy zpracování jsou podrobně popsány v sekci 2.1. Vzorky byly zpracovány v peci bez ochranné atmosféry a plasticky deformovány pod hydraulickým lisem mezi plochými kovadly. Na všech zpracovaných vzorcích byla provedena metalografická analýza v podélném řezu vzhledem k původní ose válcování. Mikrostruktura byla analyzována na světelném a elektronovém mikroskopu. Na všech vzorcích byla proměřena tvrdost, dále byly měřeny zkoušky tahem a zkoušky vrubové houževnatosti na mini vzorcích.

2.1 Režimy zpracování

Konvenční žíhání na měkko

Pro porovnání s nově navrženým termomechanickým zpracováním bylo nejprve provedeno konvenční žíhání na měkko. Tepelné zpracování spočívalo v 12 hodinové výdrži na teplotě 710 °C a pomalém chladnutí v peci po dobu 30 hodin (vzorek HT).

Termomechanické zpracování – režimy 1, 2, 3, 4

Polotovár o průměru 50 mm a délce 70 mm byl tepelně zpracován v atmosférické peci a následně deformován na hydraulickém lisu pomocí rovných kovadel o rychlosti beranu lisu 25



mm za sekundu. Režim se skládal z ohřevu polotovaru v celém průřezu na teplotu těsně pod Ac1, hodinové výdrže na této teplotě a následné plastické deformace na lisu. V případě režimů 1, 2, 3 byla deformace vložena v jednom směru (pěchování), u režimu 4 ve dvou na sebe kolmých směrech. Vzorek 1 byl pěchován na 2/3 své výšky, vzorek 2 na 1/2 výšky, vzorek 3 na 1/3 výšky. Vzorek 4 byl nejprve pěchován na 1/3 své výšky a poté deformován v kolmém směru na 1/2 výšky. Vložená celková efektivní deformace $\bar{\varepsilon}$ u jednotlivých režimů byla spočtena dle numerické simulace (tab. 2). Po deformaci chladl polotovaz na vzduchu. Teplota ohřevu polotovaru byla 710 °C.

Termomechanické zpracování – režimy 1, 2, 3, 4 + žíhání

Pro zjištění vlivu následné teplotní výdrže po vložené deformaci na modifikaci struktury byly navrženy režimy 1, 2, 3+, které se skládaly z ohřevu polotovaru na teplotu 710 °C, hodinové výdrže na této teplotě, plastické deformace na lisu (jako u vzorků zpracovaných režimy 1, 2, 3, 4) a následnou hodinovou výdrž na teplotě 710 °C. Poté vzorky chladly na vzduchu.

Tab. 2 Režimy zpracování s mechanickými vlastnostmi a hodnotami spočtenými numerickou simulací ve středu vzorku.

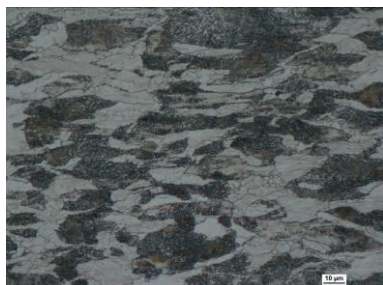
	Hodnoty po první deformaci		Hodnoty po druhé deformaci		Teplotní výdrž po deformaci	HV30	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A5 [%]	KCV [J/cm ²]
	ε [-]	T [°C]	ε [-]	T [°C]						
Výchozí stav						180	378	673	29	42
HT						148	298	541	33	45
1	1,0	737	-	-	Ne	179	470	642	18	47
2	1,7	752	-	-	Ne	182	476	613	26	53
3	2,9	770	-	-	Ne	181	483	596	27	46
1+	1,0	737	-	-	Ano	170	415	580	20	47
2+	1,7	752	-	-	Ano	175	421	575	22	57
3+	2,9	770	-	-	Ano	175	432	570	23	-
4	2,9	770	4,0	741	Ne	176	482	611	24	51
4+	2,9	770	4,0	741	Ano	145	385	539	30	55

3. VÝSLEDKY A DISKUZE

Experimentální program byl prováděn na oceli C45 obsahující ve výchozím stavu po válcování lamelární perlit (obr. 8). U této morfologie cementitu je přeměna na globulární formu relativně obtížná, což dokumentuje referenční vzorek, žíhaný po dobu 12 hodin v peci na teplotě 710 °C



a následným chladnutím v peci po dobu 30 hodin. Došlo pouze k částečnému fragmentování cementitických lamel v celém objemu vzorku. Tvrdost konvenčně vyžíhaného vzorku poklesla oproti výchozímu stavu ze 180 HV30 na 148 HV30. Ostatní mechanické vlastnosti jsou uvedeny v tab. 2. Mez pevnosti klesla na 541 MPa a tažnost stoupla na 33%. Vrubová houževnatost stoupla na 45 J/cm².



Obr. 1 Vzorek 1, střed

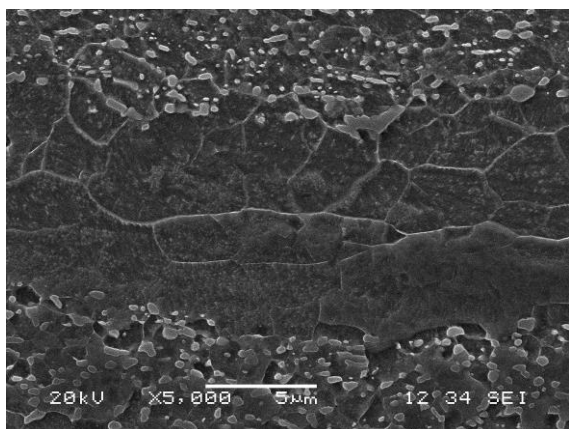


Obr. 2 Vzorek 2, střed

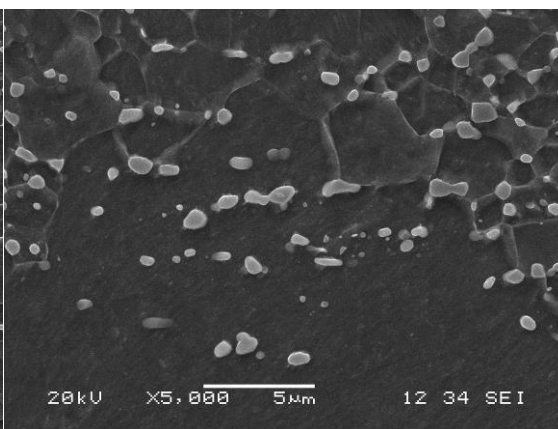


Obr. 3 Vzorek 3, střed

Struktury termomechanicky zpracovaných vzorků vykazují výrazně dokonalejší sferoidizaci karbidů. Ve středu vzorků 1, 2 a 3 je možné pozorovat homogenizaci rozložení karbidů se vzrůstající hodnotou plastické deformace (obr. 3, 4, 5). Sferoidizace lamel cementitu ve středu vzorku 1 byla pouze částečná. Pro dokonalejší sferoidizaci je potřeba vložení vyššího stupně plastické deformace. Již ve vzorku 2 bylo dosaženo podstatně vyššího stupně sferoidizovaných karbidů. Pozorovatelné byly pouze izolované malé oblasti s částečně fragmentovanými lamelami (obr. 6). U vzorku 3 proběhla téměř dokonalá sferoidizace spojená se zhomogenizováním hustoty karbidů v materiálu. Současně došlo ke zjemnění feritického zrna jak ve feritických oblastech (na 4 až 20 μm), tak v místech s vysokou hustotou karbidů (na 1 až 3 μm).



Obr. 4 Vzorek 2, střed

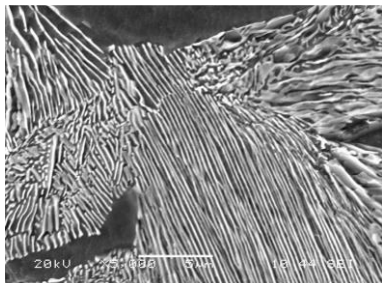


Obr. 5 Vzorek 2+, střed

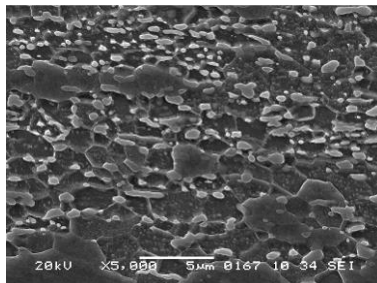
Ve vzorcích 1 až 3 byly pozorovány velké rozdíly mezi strukturou středu vzorku a strukturou v polovině vzdálenosti mezi středem a povrchem. Mikrostruktura mimo střed byla téměř beze změny oproti výchozímu stavu. Docházelo pouze k částečné rekrystalizaci či vzniku subzrn ve feritu a k menšinové sferoidizaci karbidů.



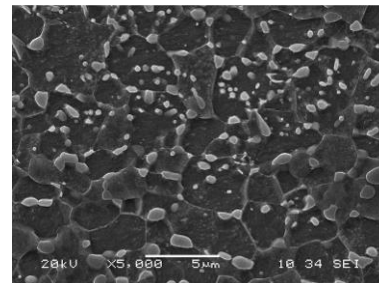
Mechanické vlastnosti těchto třech vzorků vykazovaly zřejmý trend (Tab. 2). Se zvyšující se intenzitou vložené plastické deformace se zvyšuje mez kluzu v tahu, snižuje mez pevnosti v tahu a zvyšuje tažnost. Zvýšení meze kluzu je pravděpodobně způsobeno celkovým zjemněním feritického zrna a snížením meze pevnosti sferoidizací karbidů. Vrubová houževnatost nevykazovala jasný trend, hodnoty jsou zobrazeny v Tab. . Tvrdost se pohybovala okolo 180 HV.



Obr. 8 Výchozí stav

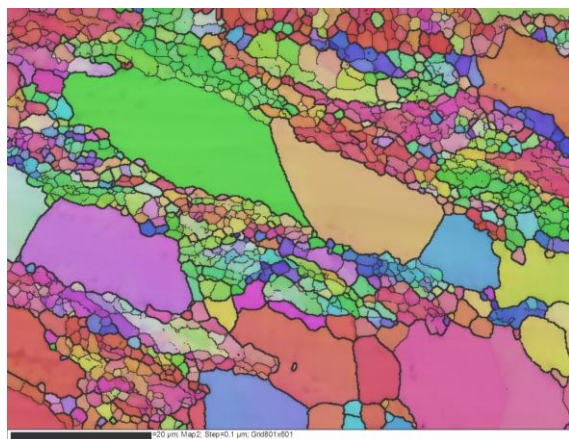


Obr. 9 Vzorek 4, střed vzorku



Obr. 10 Vzorek 4+, ve středu vzorku

Režimy s následnou hodinovou teplotní výdrží na 710 °C (1+, 2+, 3+) byly navrženy za účelem homogenizace struktury a dalšího odpevnění struktury. Nebyla pozorována významná homogenizace vzorku po jeho průřezu, ani sferoidizace karbidů nebyla významně podpořena (Obr. 7). Vlivem teplotní výdrže došlo pouze k dalšímu odpevnění feritické matrice a ke zhrubnutí feritického zrna. Opět jako u vzorků 1,2,3 je u těchto vzorků s teplotní výdrží zřejmý trend. Se zvyšující se intenzitou vložené plastické deformace se zvyšuje mez kluzu v tahu, snižuje mez pevnosti v tahu a zvyšuje tažnost. To je dáno mírou zjemnění feritického zrna a sferoidizace karbidů. Tvrdost se pohybovala okolo 170HV.



Obr. 6 EBSD mapa orientace zrn vzorku 4+. Každá barva odpovídá určité orientaci feritické mřížky. Tlusté čáry odpovídají velkoúhlovým hranicím zrn (odchylka orientace mřížek >15°), tenké čáry odpovídají malouhlovým hranicím zrn (odchylka orientace mřížek od 2° do 15°).

U vzorku 4 a 4+ byla kromě světelné a elektronové mikroskopie provedena EBSD analýza (Electron Back Scattered Diffraction). Výsledek je na obr. 11.

U vzorku 4 došlo stejně jako u vzorků 2 a 3 ke sferoidizaci karbidů a ke zjemnění feritického zrna (obr. 9). Druhá deformace výrazně přispěla ke sferoidizaci karbidů i mimo střed vzorku. I u povrchu byla pozorována přibližně 50% sferoidizace cementitu.

Hodinová výdrž na teplotě 710 °C vložená po plastické deformaci měla na tomto vzorku 4+ vliv jak na velikost feritického zrna, tak i na tvar cementitických částic (obr. 10). Feritické zrno v oblastech bez karbidů zhrublo na velikost přibližně odpovídající výchozímu stavu (20 až 30 μm). V oblastech s vysokou hustotou karbidů však zůstaly hranice jemných feritických zrn těmito karbidy fixovány a ke zhrubnutí zrna nedošlo. Vlivem hodinové výdrže u tohoto vzorku 4+ došlo k významnému celkovému odpevnění.



4. ZÁVĚR

Podařilo se nalézt proces termomechanického zpracování (ASR – Accelerated Spheroidization and Refinement), kdy došlo ke sferoidizaci karbidů během velice krátké doby vlivem plastické deformace. V důsledku plastické deformace nastanou zároveň se sferoidizací karbidů rekrytalizační procesy, při kterých se zásadně mění velikost zrna. Se zvyšující se intenzitou vložené plastické deformace v jednom směru se zvyšuje mez kluzu v tahu, snižuje mez pevnosti a zvyšuje tažnost, a to v důsledku zjemnění feritické matrice a míry sferoidizace karbidů. Teplotní výdrž vložená bezprostředně po deformaci způsobila další celkové odpevnění struktury. Došlo ke zhrubnutí zrna ve feritických oblastech, v oblastech se zvýšenou hustotou karbidů si zrna a subzrna udržela velikost kolem 3 μm získanou v průběhu plastické deformace.

5. LITERATURA

- [1] Ghosh, S. Rate-controlling parameters in the coarsening kinetics of cementite in Fe–0.6C steels during tempering. Scripta Materialia, 2010, Vol. 63, No. 3, 273-276. ISSN 1359-6462.
- [2] Ata, K. G., Meisam, S. A. Spheroidizing kinetics and optimization of heat treatment parameters in CK60 steel using Taguchi robust design. Journal of Iron and Steel Research, 2010, Vol. 17, No. 4, 45-52, ISSN 1006-706X.
- [3] Nam, W. J., Bae, C. M. Coarsening behavior of cementite particles at a subcritical temperature in a medium carbon steel. Scripta Materialia, 1999, Vol. 41, No. 3, pp. 313-318, ISSN 1359-6462.
- [4] Zhang, S. L., Sun, X. J., Dong, H. Effect of deformation on the evolution of spheroidization for the ultra high carbon steel. Materials Science and Engineering, 2006, Vol. 432, No. 1- 2, 324-332, ISSN 0921-5093.

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

Materiály tvářecích nástrojů a jejich provozní životnost Forming Tool Materials and their Service Life

Jiří HRUBÝ^a, Vladimíra Schindlerová^a, Josef RENTKA^a

^a 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

Namáhání zápuštěk během provozu a jejich životnost jsou rozhodující problémy v technologii tváření. V příspěvku jsou prezentovány možnosti predikce životnosti nástroje založené na srovnávací analýze dynamické únavy kovací zápuštěky klasické konstrukce a provedení z homogenní jemnozrné povlakované nástrojové oceli. Řešení je demonstrováno na příkladu relací různých forem opotřebení nástroje pro zápuštěkové kování za tepla.

Klíčová slova

Životnost tvářecích nástrojů, analýza dynamické únavy materiálu, jemnozrná ocel, povlakovaný nástroj, opotřebení tvářecích nástrojů

Abstract

Allowable stress during die performance and its service life are critical problems in metal forming technology. The paper presents the possibility of forming tools durability prediction based on a comparative analysis of the dynamic fatigue forging dies classical design and implementation of a homogeneous fine-grained coated tool steel. The solution is demonstrated on the example of different forms of tool wear mechanisms for die forging heat.

Keywords

Durability of forming tools, dynamic fatigue analysis, fine-grained steel, coated tool, forming tool wear

1. ÚVOD

Tvářecí nástroje jsou během svého funkčního nasazení vystaveny namáhání, které vzniká celou řadou faktorů. Dominantě jde o účinky plynoucí z dynamické povahy plastického toku materiálu během technologického procesu tváření. Působení časově proměnných sil a jimi vyvozených deformací vede k mechanickému opotřebení, k tepelné a především k mechanické únavě. Superpozice dynamických faktorů opotřebení a únavy rozhoduje o provozní životnosti tvářecích nástrojů, jejíž analýzu nelze zakládat na stejně velkých účincích statického působení.



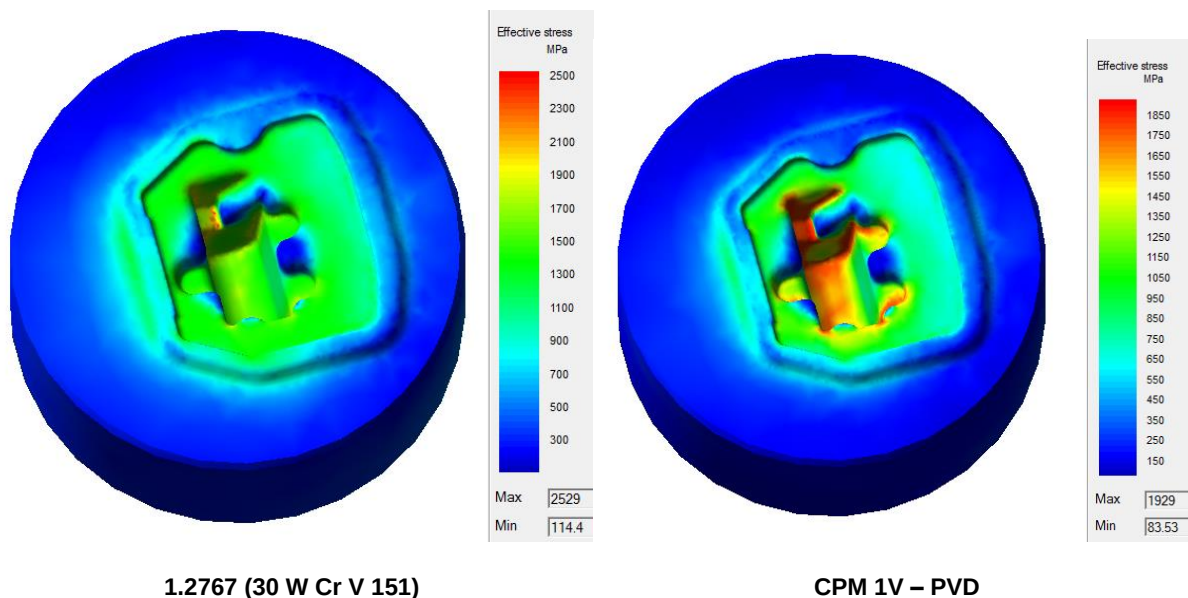
Působení vnitřních a kontaktních sil v libovolném místě objemu nebo plochy tvářecího nástroje lze v kterémkoli okamžiku pracovního cyklu účinně analyzovat metodou konečných prvků. Pak je možné identifikovat časový průběh namáhání v kritickém bodě nebo průřezu nástroje.

Opotřebení a mechanickou únavu lze posuzovat podle úrovně deformací nebo úrovně napětí, vedoucích k porušení. Prvý přístup je nezbytný u nízko cyklového namáhání, kde plastické složky deformací hrají významnou úlohu při identifikaci abrazivního opotřebení. Druhý je běžně používán při kontrole provozem namáhaných součástí, kde se úroveň napětí pohybuje v oblasti pružné oblasti a počet cyklů do porušení je relativně vysoký [1, 3, 6]. Obě východiska byla v tomto příspěvku použita při odhadu životnosti nástrojů z hlediska superpozice mechanických a abrazivních účinků v objemu tělesa nástroje a v kontaktu s deformovaným materiálem.

2. DYNAMICKY NAMÁHANÁ KOVACÍ ZÁPUSTKA

Cyklické namáhání je charakterizováno amplitudou napětí a středním napětím – rovnice (1). Vztah mezi amplitudou, středním napětím a materiálovými vlastnostmi jako mez únavy, mez kluzu nebo mez pevnosti lze vyjádřit několika vztahy, graficky vyjádřenými tzv. Smithovými nebo Haighovými diagramy.

$$\sigma_a = \frac{(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})}{2}, \quad \sigma_m = \frac{(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})}{2} \quad (1)$$



Obr. 1 Pole efektivního napětí obou variant kovací zápušky v poloze maxima zatížení

Východiskem je Goodmanova rovnice (2) k sestrojení zjednodušeného Haighova diagramu [2], kde je obecně křivka spojující mez pevnosti na vodorovné ose s mezí únavy na svislé ose považována za limitní s neomezenou životností (Obr. 2).

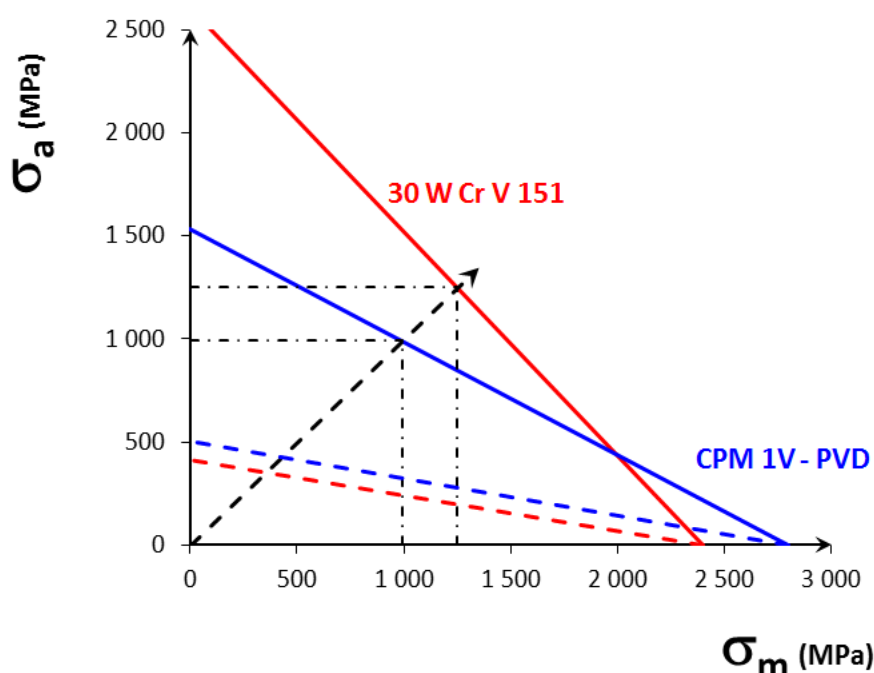
$$\frac{\sigma_a}{\sigma_c} + \frac{\sigma_m}{R_m} = 1 \quad (2)$$



Přímka pro daný způsob zatěžování na svislé ose vyznačuje časovou mez únavy a vyjadřuje tak empirickou závislost logaritmu poměrné životnosti, vyjádřené počtem výrobních cyklů, na poměrném napětí v relaci k dovolené mezi únavy – rovnice (3).

$$N = N_{\infty} \left(\frac{\sigma_C}{k\sigma_N} \right)^m \quad (3)$$

Příklad analýzy byl realizován pro technologii zápustkového kování polotovaru vratového závěsu z oceli S355J0 ve dvou variantách. Původní varianta konstrukce spodního dílu zápustky z nástrojové oceli 1.2567 (30 W Cr V 151) je bez povrchové úpravy. Srovnání je provedeno na konstrukci z houževnaté nástrojové oceli CPM 1V, vyrobené práškovou metalurgií, jejíž funkční plochy jsou opatřeny PVD povlakem. Ze srovnání úrovně napětí (Obr. 1) je patrné značné snížení namáhání kovacího nástroje. Z porovnání linií Haighova diagramu (Obr. 2) je pak predikován nárůst životnosti spodního dílu zápustky v rozsahu téměř dvou řádů.



Obr. 2 Haighův diagram cyklického namáhání dvou variant provedení kovací zápustky

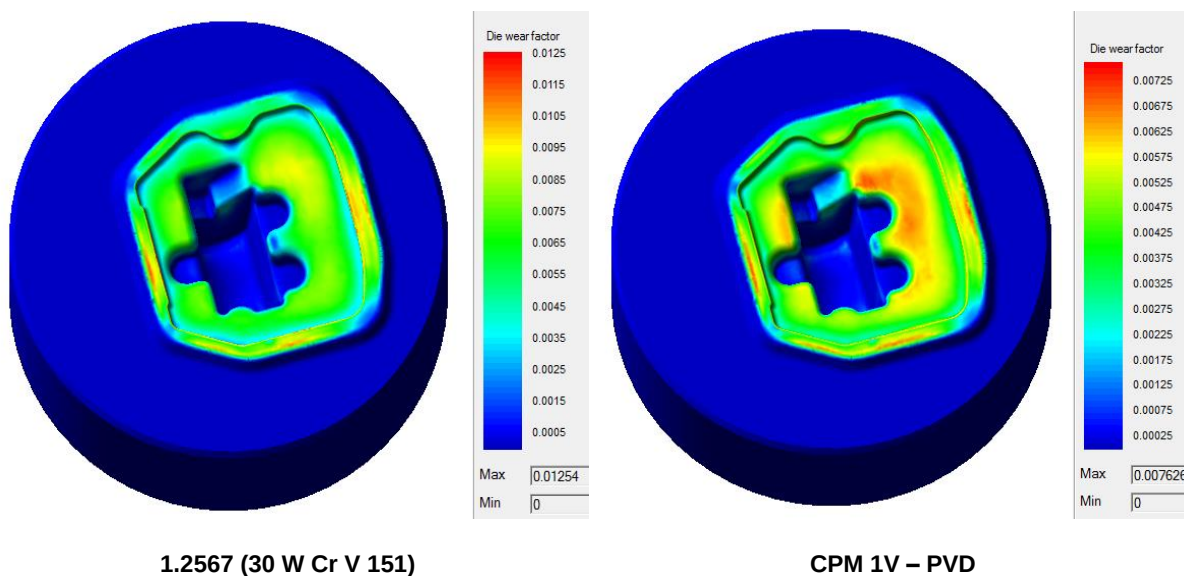
Mechanismus adhezivního opotřebení nástroje během deformace zahrnuje výskyt adhesních kovových vazeb, které vytvoří chemickou sloučeninu mezi kovem a kyslíkem, který následně plasticky deformuje kovovou vazbu. Jako výsledný produkt je destrukce nástroje a materiálu v kontaktní zóně [4, 5]. Mechanismus poškození adhesní hranice během plastické deformace je dislokace a probíhá plynule v rámci jednotlivých cyklů zatěžování.

$$W = \int_0^t \frac{a \cdot p \cdot v_x}{\bar{\sigma}} dt, \quad W = \int_0^t \frac{a \cdot \tau \cdot v_x}{\bar{\sigma}} dt \quad (4)$$

Pro výpočet hodnot abrazivního opotřebení nástroje jsou zpravidla uvažovány následující předpoklady. Výkon třecí síly během plastické deformace na polotovar je roven výkonu plastické deformace v místě kontaktu, který je opotřebováván. Hloubku opotřebení nástroje v jakémkoliv bodě povrchu během kontaktní doby lze teoreticky stanovit dle vztahů (4) pro tlakově nebo trakčně závislý model.



Srovnáním rozložení faktoru opotřebení lze predikovat abrazivní opotřebení pro obě varianty provedení, v prvním přiblížení jen jako kvalitativní odhad (Obr. 3). Pro povlakovaný tvářecí nástroj z práškové oceli je pak zřejmé téměř poloviční opotřebení ve srovnání s klasickou konstrukcí. Kvantitativní predikci hloubky opotřebení lze provést jen při realizaci experimentálních měření pro konkrétní tvářecí nástroj [7].



Obr. 3 Faktor opotřebení obou variant provedení kovací zápustky.

3. ZÁVĚR

V předloženém sdělení je popsán duální přístup k predikci opotřebení tvářecích nástrojů za tepla. Na základě výsledků uvedené případové analýzy lze postulovat předpoklad hodnocení provozní životnosti tvářecích nástrojů v superpozici účinků mechanické únavy a abrazivního opotřebení pro kvantifikaci parametrů nutných k projektování obnovy prvků technologických zařízení výrobních celků.

4. LITERATURA

- [1] FU, M. W. SHANG, B. Z. Stress analysis of the precision forging die for a bevel gear and its optimal design using the boundary element method. J. Mater. Process. Technol., Vol. 53, pp 511-520, (1995).
- [2] NĚMEC, J. Tuhost a pevnost ocelových součástí. Praha 1963. Nakladatelství Československé akademie věd. vyd. 2. 771 s.
- [3] PETRUŽELKA, J. HRUBÝ, J. CARBOL, P. Analýza životnosti tvářecích nástrojů. In: Sborník přednášek 5. mezinárodní konference Nástroje ITC 2006. Zlín: Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně, Fakulta technologická, Ústav výrobního inženýrství, 2006, p. 1-12 (CDROM), ISBN 80-7318-448-6
- [4] ASM Handbook, Vol. 19, Fatigue and fracture. ASM International. 1996. Product Code 06197G. ISBN 0-87170-385-8, 341 p.
- [5] ESPER, F. J. SONSONIO, C. M. Fatigue Design for PM components. European Powder Metallurgy Association. Shewbury, UK 1997.
- [6] BANNANTINE, J. A. et al. Fundamentals of Metal Fatigue Analysis. New Persey: Prentice Hall 1990.



- [7] BIBA, N. STEBUNOV, S. MUNTINGA, H. Increasing of Tool Life in Cold Forging by Means of FEM Simulation. 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

Požítí nanomateriálů v průmyslové praxi

Marcel KLOS^a,

^a VSB – Technical university of Ostrava, 17. Listopadu 15, 708 33 Ostrava – Poruba, CZ, E - mail:
mklos@visteon.com

1. ÚVOD

Vývoj automobilového průmyslu a dopady působení globální deprese klade v dnešních dnech nové požadavky na hledání úspor v použití materiálů.

V rámci vývoje státních ekonomik poklesu eura vůči dolaru dochází v globálním automobilovém průmyslu k poklesu nebo přesunu aktivit v závislosti na pozitivních výsledcích prodeje.

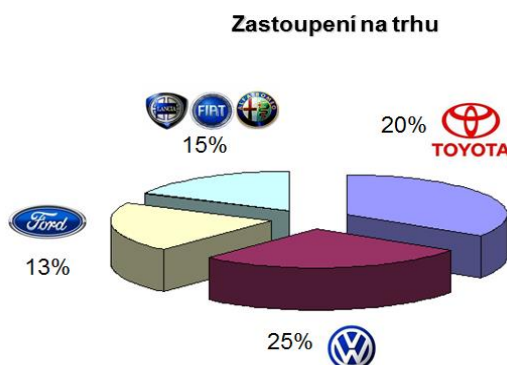
V globálních ekonomikách v současné době dochází k poklesu prodejů v destinacích např. Čína a Indie. Pro udržení pozitivního ekonomického růstu dochází k omezení výroby a tento vývoj klade menší nároky na technologický rozvoj a inovace. Nutností je využívat stávající výrobní kapacity.

V současné době dodavatelé automobilového průmyslu jsou tlačeni zákazníky k neustálému snižování cen. Dodavatelé nacházejí úsporu v kvalifikaci personálu, omezení technologického rozvoje a investic. V konečném důsledku tento aspekt má za následek nekonkurenceschopnost a neschopnost zařazovat do výroby nové typy materiálů, které přinášejí nemalé investice do modernizace technologického parku a zvýšení užitečných vlastností výrobků.

Strategicky je nutné hledat nová průmyslová odvětví pro uplatnění nanomateriálů na bázi UFG, které nejsou závislé na poptávce a stagnaci ekonomik.

2. STAV AUTOMOBILOVÉHO PRŮMYSLU

V dnešních dnech dochází ke spojování jednotlivých ekonomických subjektů a vytváření jednotlivých nadnárodních společností. Dochází k vytvoření nadnárodních společností s minimálním podílem na trhu 20% Minimalizace ztrát s lokací na globálním trhu [1].



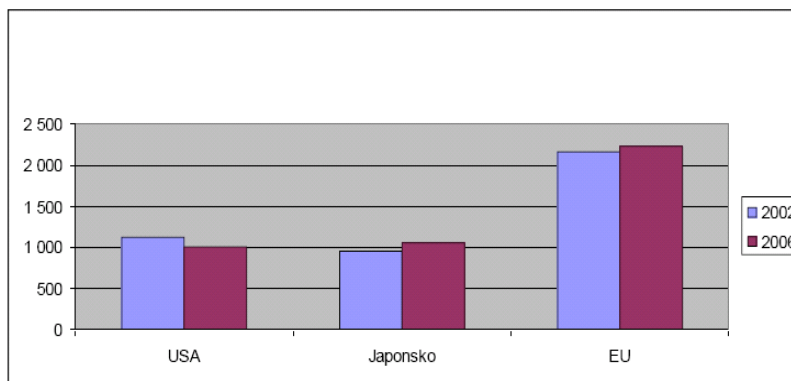
Graf. 1 Globální procentuální zastoupení trhu [1,5]



INVESTMENTS IN EDUCATION DEVELOPMENT

Závislost EU na automobilovém průmyslu je 43%. Automobilový průmysl je hnacím motorem průmyslu evropské unie. V evropské unii tvoří automobilový průmysl 40% HDP. Významný vliv automobilovém průmyslu hraje USA, Japonsko.

Automobilový průmysl se chová jako živý organismus z ohledem na vývoj trhu práce a zaměstnanosti. Zvyšování produktivity v období 2009-2013 bylo mezi 15%-20% a snížení zaměstnanosti cca 5%.



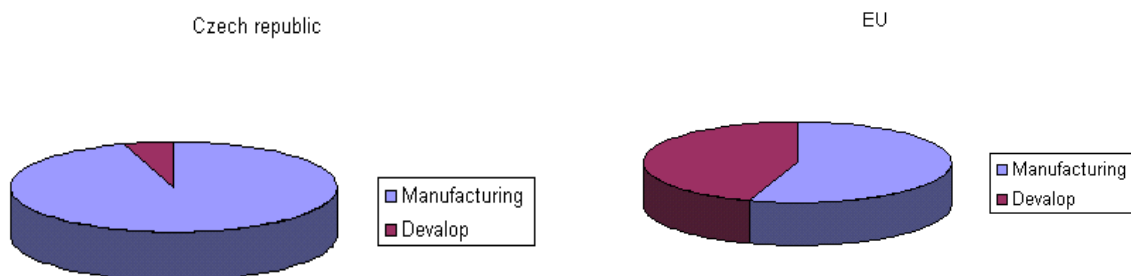
Graf. 2 Snížení zaměstnanosti vers. rok 2002-2006 [1,8]

3. STRATEGIE AUTOMOBILOVÉHO PRŮMYSLU

V průběhu 70-80 let minulého století dochází k vytvoření strategie celkové globální politiky pro sjednocení jednotlivých platform s vyvozením příslušného tlaku na cenu. Rozdílnou roli v celém procesu je rodilnost legislativy v jednotlivých lokacích působnosti.



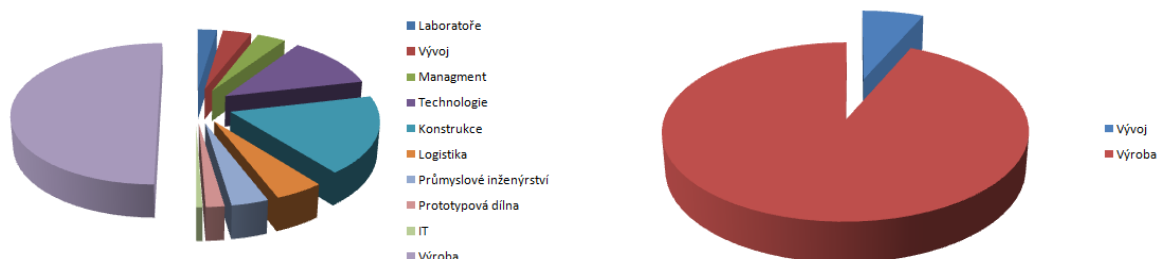
Důležitým faktorem pro implementaci jemnozrnných materiálů do průmyslové praxe je položit si otázku „Co umíme a kam chceme znalosti implementovat a známe výrobní cenu?“ Pro za segmentování jemnozrnných materiálů v portfoliu automobilového průmyslu je nutné stanovit typového zástupce a zákazníka trhu. Rozdílnost strategií jednotlivých zemí je rozdílná v závislosti na lokaci.



Graf. 3 Srovnání ČR vers. EU [2,10]

INVESTMENTS IN EDUCATION DEVELOPMENT

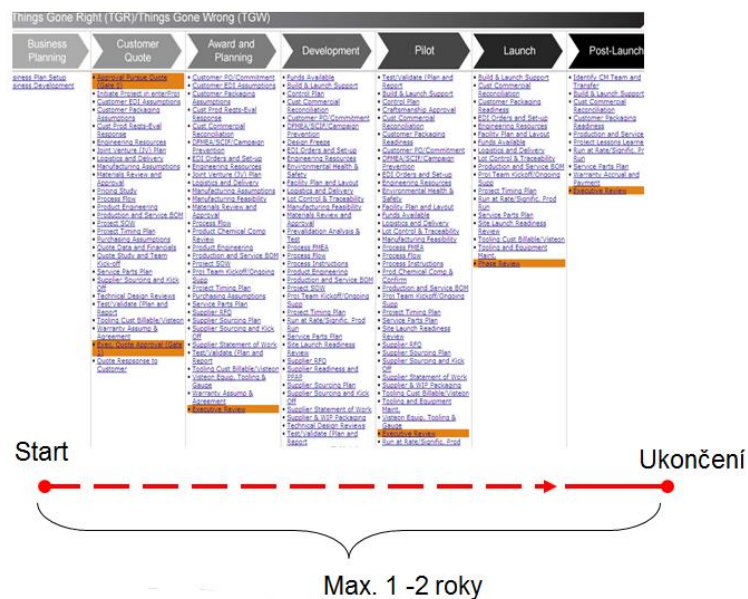
Rozdílnost politiky v jednotlivých lokacích je rozdílná na základě koncernové politiky. Zaměření ČR je více než 60% zaměřena na výrobu.



Graf. 4 Procentuální podíly jednotlivých procesů [6,7]

4. ZÁKLADNÍ PROCESY AUTOMOBILOVÉHO PRŮMYSLU

V dané kapitole jsou popsány základní procesy v automobilovém průmyslu, které souvisí se zaváděním výrobku do výrobního programu firmy, tak aby byl celý proces standardizován. Proces musí být sestaven takový způsobem, aby bylo možné v každém stupni zasahovat do procesu nebo samotný proces ukončit. Používané procesy automobilového průmyslu umožňují kontrolu nákladů a jejich redukci. Na obr. 1 jsou uvedeny firemní procesy pro výrobek od nabídky až po sériovou výrobu a to v ideálním případě. Schválení – „vymanění se z odpovědnosti“ Nastavení konstantních podmínek procesu pro vnější vlivy (dodavatele, atd.).



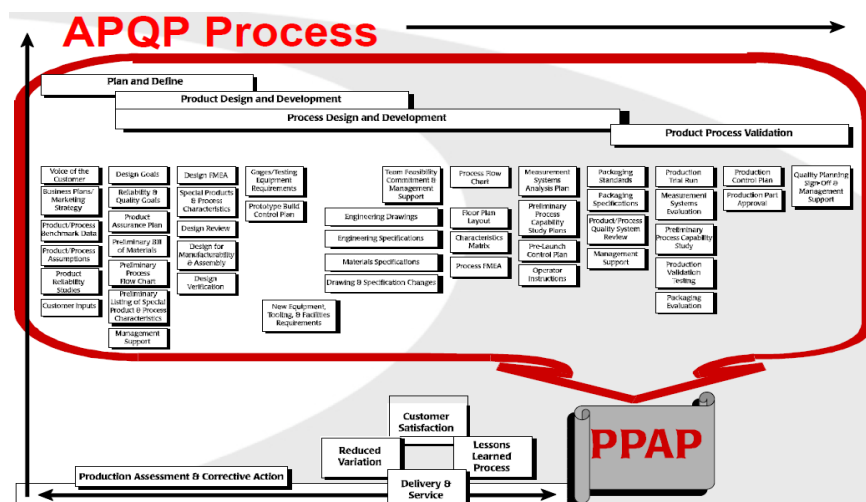
Obr. 1 Proces zavádění z vývoje do SV

INVESTMENTS IN EDUCATION DEVELOPMENT

Pro implementaci materiálů na bázi UFG je nutné mít zpracovanou strategii z hlediska technických a finančních nákladů, které nám do procesu vstupují jako jeho kořenové příčiny.

4.1 PPAP

Je základním dokumentem pro popis celého procesu a je nastavení vůči zákazníkovi. Je nastaven konstantní a otevřený systém mezi dodavatelem a zákazníkem z hlediska firmy, týkající se pouze konkrétního výrobku na základě požadavku.



Obr. 2 Nastavení procesu PPAP

4.2 FMEA

Základní filozofie metodiky je určení vad ve vývojové fázi a fázi před procesem výroby „Určení příčin dříve než nastanou“. Rozeznáváme dva základní typy DFMEA a PFMEA. FMEA je živým dokumentem tzv. tým doplňuje jednotlivých neshod po životnosti produktu.

Item / Function	Potential Failure mode	Potential Effects of Failure	S (severity rating)	Potential Cause(s)	O (occurrence rating)	Current controls	D (detection rating)	CRIT (critical characteristic)	RPN (risk priority number)	Recommended actions	Responsibility and target completion date	Action taken	New S	New O	New D	New RPN
Fill tub	High level sensor is disconnected	Liquid spills on customer floor	8	sensor is exposed at top and can be easily disconnected by user	2	Fill timeout based on time to fill to low level sensor	5	N	80	Perform cost analysis of adding additional sensor halfway between low and high level sensors to calculate fill rate at midpoint and determine max fill volume in case high level sensor is disconnected	Jane Doe 15-May-2012					

Obr. 3 FMEA proces

4.3 Control plane

Proces je nastaven pro sledování statistických dat výroby (Cpk, Cp, Ppk, Pp), zároveň Vyhodnocování statistických dat na základě předem stanovených dat a period (např. sběr dat za 1 hod.). Proces je nastaven pro popis důležitých charakteristik produktu (KDE, JAK, ČÍM se bude měřit).



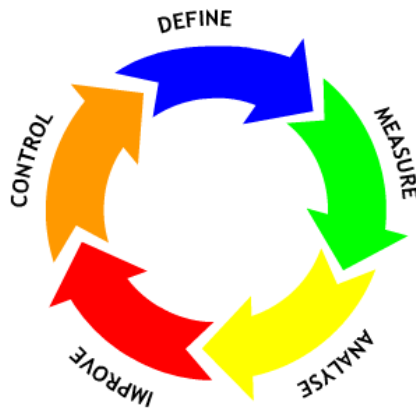
INVESTMENTS IN EDUCATION DEVELOPMENT

TECHNOLOGICKÝ POSTUP Manufacturing Operation Sheet		Název operace M/c Description	Tvářet FSLC (SAMICE) Forming FSLC		Cis. op. ff	
Druh FSLC	Nástroj	Číslo nástroje	Přípravek Měřidlo	Doraz (mm) tolerance +/- 0,5 mm	Sada	Číslo stroje
3/8"	Čelisti	OUA82 - 1360	Vnější průměr "C"			
	Razník č.1	LRJ822 - 1376	EMA 82 - 1396	106		
	Razník č.2	LRJ822 - 1377				
1/2"	Čelisti	OUA82 - 1308	Vnější průměr "C"			
	Razník č.1	LRJ822 - 1338	EMA 82 - 1316	104		
	Razník č.2	LRJ822 - 1339				
5/8"	Čelisti	OUA82 - 1309	Vnější průměr "C"			
	Čelisti	OUA 82 - 1570				
	Razník č.1	LRJ822 - 1320	EMA 64 - 1309	106,5		
3/4"	Razník č.2	LRJ822 - 1324				
	Čelisti	OUA82 - 1310				
	Čelisti pro DE1	OUA82 - 1419	Vnější průměr "C"	106,5		
	Razník č.1	LRJ822 - 1302	EMA 82 - 1301			
	Razník č.2	LRJ822 - 1325				
datum : 22.11.1997		Datum aktualizace		14.7.2008		Vypracoval : Ondřej L.
						List číslo: 2 z 2

Obr. 4 Control plane

4.4 Six sigma

Metodika založena v 80. letech firmou Motorola (sesbírала statisticky známé metody a utřídila je do přehledného balíku). Proces zlepšení a optimalizace procesu a designu výroby. Metodika souvisí z lean procesy a je také spojována z manažerské filozofie.



Obr. 4 Metodika procesu Six sigma

5. ZÁVĚR

Pro uplatnění materiálů na bázi UFG je ze strategického hlediska nutné nalézt jiné odvětví uplatnění v praxi. Různé alternativní materiály se používají v automobilovém průmyslu v omezené míře již dnes jako nanopsaty, nanolaky, nanotextilie. Materiály na bázi UFG se používají v automobilovém průmyslu ze 0,07% z celkového objemu použitého materiálů při stavbě automobilu. Využití nových materiálů v průmyslu se děje ve velmi omezené míře.

UFG materiály nejsou schopny konkurovat z hlediska ceny a nejsou dobře známy výrobní náklady na jejich výrobu. Nutné je hledat pro dané materiály a jejich potenciální výrobky nové alternativní odvětví pro jejich uplatnění, tak aby nebyly závislé na cenové politice a administrativně. Materiály na bázi UFG musí



INVESTMENTS IN EDUCATION DEVELOPMENT

umožňovat určitou unifikaci a návaznost technologií a tepelných procesů bez jejich degradaci a zachování mechanických vlastností.

6. LITERATURA

- [1] ABUŠINOV, Alexandr. Lehčené kovové struktury. MM Průmyslové spektrum. 2003, č. 1, s. 62.
- [2] [Audi Deutschland [online]. 2009 [cit. 2009-05-26]. Dostupný z WWW:
<<http://www.audi.de>>.
- [3] Automotive Aluminum [online]. c2006 [cit. 2008-05-20]. Dostupný z WWW:
<<http://www.autoaluminum.org>>.
- [4] BMW Group PressClub [online]. 2000-2009 [cit. 2009-02-05]. Dostupný z
WWW: <<http://www.press.bmwgroup.com>>.
- [5] BMW X5 Fender : Case Study. [s.l.] : [s.n.], c2007. Dostupný z WWW:
<http://www.borealisgroup.com/pdf/literature/borealis/casestudy/K_CAST048_GB_AA_2007_10_B.pdf>. s. 1-2.
- [6] BOUCNÍK, P., ČECH, J., JUŘIČKA, I.: Použití hořčíkových slitin ve slévárenství. 5. Mezinárodní vědecká konference CO-MAT-TECH, Trnava, 14.10. - 15. 10. 1997.
- [7] DAWSON, Steve. Compacted Graphite Iron: Mechanical and Physical Properties for Engine Design. Dresden, 1999. 22 s. Oborová práce. Dostupný z
WWW: <http://www.sintercast.com/data/content/DOCUMENTS/200431723285110vdi_paper.pdf>.
- [8] GermanCarFans.com [online]. c2009 [cit. 2009-05-23]. Dostupný z WWW:
<<http://www.germancarfans.com>>.
- [9] GREGER, Miroslav, et al. Využití hořčíkových slitin v automobilovém průmyslu. In METAL 2008. Hradec nad Moravicí: [s.n.], 2008. s. 1-12.
- [10] HERMAN, Aleš, STUNOVÁ, Barbora. Výhody použití Mg slitin v porovnání s ostatními konstrukčními materiály. MM Průmyslové spektrum. 2005, č. 10, s. 92.
- [11] HIRSCH, J.. Automotive Trends in Aluminum, The European Perspective [online]. Bono 2009 [cit. 2009-05-25]. Dostupný z WWW <<http://www.keytometals.com/Article135.htm>>.

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 plastometru při ověřování nových technologií tváření

Tomáš KUBINA ^a, Josef BOŘUTA ^b, Rudolf PERNIS ^c

^a VŠB – Technická univerzita Ostrava, 17. Listopadu 15, 708 33 Ostrava – Poruba, ČR,
tomas.kubina@vsb.cz

^b MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., Pohraniční 693/31, 706 02 Ostrava-Vítkovice,
Czech Republic,

^c Fakulta špeciálnej techniky, Trenčianska univerzita Alexandra Dubčeka v Trenčíne, Trenčín,
Slovak Republic

Abstrakt

Příspěvek shrnuje výzkum plastických vlastností za podmínek tváření za tepla pomocí torzního plastometru SETARAM. Zkoušeným materiálem je hlubokotažná nábojnicová mosaz typu Ms70. Vstupní vzorky byly připraveny z mosazných tyčí zpracovaných průtlačným lisováním za tepla s následným tažením za studena. Zkoušky tvařitelnosti byly provedeny za teplot 650, 700, 750, 800 a 850 °C a otáčkách kroucení 16; 80; 400 a 800 otmin⁻¹ při průměru vzorků 6 mm. Tyto podmínky zkoušení odpovídají obvyklým podmínkám průmyslového protlačování mosazi za tepla, což je z hlediska výrobní technologie nejproblematictější operace se vznikem závažných vad.

Výsledky krutových zkoušek byly zpracovány do klasického vyjádření maximálních deformačních odporů v závislosti na píkové hodnotě intenzity deformace. Z těchto bodů lze stanovit aktivační energii tváření za tepla Q , použitelnou například pro vyjádření teplotně kompenzované rychlosti deformace pomocí Zener-Hollomonova parametru Z . Pomocí dynamického materiálového modelu byly vypočteny mapy disipace energie v souřadnicích teploty deformace a logaritmu deformační rychlosti. Pro ověření postupu výpočtu účinnosti disipace byly zpracovány známé data pro mosazi s 30 % obsahem zinku. Takto zpracované mapy umožňují srovnání dat naměřených na krutovém a tlakovém plastometru. Dále jsou diskutovány změny procesních map pro vyšší deformace a oblasti optimální pro proces protlačování mosazi za tepla.

Klíčová slova

deformační odpor, mosaz, nábojnicová mosaz, tvařitelnost za tepla, deformační rychlost, krutová zkouška

Abstract

The present paper gives a summary of plastic behaviour of Ms70 deep drawing cartridge brass under hot forming conditions explored using a SETARAM-Vítkovice torsion plastometer. Specimens were cut from hot-extruded and subsequently cold-drawn brass bars. Formability



tests were performed on 6 mm dia specimens at 650, 700, 750, 800 and 850 °C and at the speeds of 16, 80, 400 and 800 revmin⁻¹. These testing conditions are equivalent to the conditions of ordinary industrial hot extrusion of brass: the single most problematic operation in the manufacturing process in terms of occurrence of serious defects. Results of torsion tests were converted into the conventional format: maximum flow stress levels vs peak strain intensity. The points thus obtained can be used for finding the activation energy for forming Q, which is useful for determining the thermally-compensated strain rate with the aid of the Zener-Hollomon Z parameter.

Power dissipation maps with axes showing deformation temperature and logarithmic strain rate were computed using the dynamic material model. The calculation of dissipation efficiency was verified by comparing with known data on 30% zinc brass. Maps constructed in this manner allow data from torsion and compression plastometers to be compared. The paper also includes a discussion of changes in the processing maps at higher strains and optimum regions for hot extrusion of brass.

Keywords

flow stress, brass, cartridge brass, hot formability, strain rate, torsion test

1. ÚVOD

Mosaz Ms70 patří do skupiny alfa-mosazí, které jsou pro své dobré hlubokotažné vlastnosti za studena používány na výrobu nábojnic. Tradiční výroba mosazných nábojnic je prováděna z válcovaných polotovárů. Při vysekávání z pásu vzniká velké množství materiálového odpadu, který vyžaduje opětovné zpracování v hutních provozech. Muniční závody připravili projekty, které výrobu mosazných nábojnic zahájily bezodpadovou technologií z mosazných Ms70 tyčí. Tato změna vstupních polotovárů z pásu vyráběných válcováním za mosazné tyče vyráběné průtlačným lisováním za tepla znamenala v hutních provozech přechod na novou technologii.

Jako kritické místo v technologickém postupu ve výrobě mosazných tyčí se ukázala operace průtlačného lisování za tepla. I když za studena mosaz Ms70 se vyznačuje výbornou tvařitelností, tak naopak za tepla má sníženou tvařitelnost, čímž se dostává do skupiny materiálů těžko lisovatelných za tepla. Deformační odpor při lisování mosazi Ms70 protlačováním v rozhodující míře závisí na teplotě deformace, rychlosti deformace a lisovacím poměru. Nejběžnější zkouškou na zjištění deformačního odporu za tepla je zkouška tahem [1,2]. Pro tvářecí procesy probíhající za tepla při vyšších rychlostech deformace je to však nedostatečné. Zjišťování deformačního odporu na výrobním zařízení je ekonomicky neefektivní, proto byly provedeny zkoušky modelující tvářecí proces prostřednictvím krutového plastometru [3].

Jsou známy publikace [4,5] zabývající se vyhodnocením zkoušek prováděných na tlakových plastometrech do podoby procesních map pro mosazi s 30 hm.% Zn. Vyhodnocení bylo provedeno pomocí Dynamického Materiálového Modelu publikovaného Prasadem [6]. Předpokládá se, že celková energie absorbovaná tělesem během deformace P je disipovaná do dvou částí: G reprezentující teplotní růst a J reprezentující disipaci řízenou metalurgickými procesy. Faktorem dělícím energii mezi G a J je koeficient rychlostní citlivosti m na deformačním napětí. Obsah J pak může být vypočten podle rovnice:



Tab. 1 Chemické složení mosazi Ms70 pro krutové zkoušky

Prvek	Cu	Pb	Sn	Fe	Ni	Mn	Al	Si
Obsah [%]	70,39	0,0004	0,0042	0,0232	0,0022	0,0003	0,0012	0,0002
Prvek	As	Sb	Bi	Cr	Cd	Ag	P	Zn
Obsah [%]	0,0001	0,0031	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0002	zbytek

$$J = \sigma \dot{\epsilon} m / (m + 1) \quad (1)$$

Kde σ je deformační odpor, $\dot{\epsilon}$ je rychlost deformace. Při ideální lineárním disipatoru, $m = 1$ a $J = J_{\max} = \sigma \dot{\epsilon} / 2$. Účinnost disipace energie nelineárního disipatoru může být vyjádřena jako bezrozměrný parametr:

$$\eta = J/J_{\max} = 2m/(m + 1) \quad (2)$$

Změna η s teplotou a deformační rychlostí reprezentuje charakter disipace energie tvářeného materiálu nastávající přes mikrostrukturní změny. Záměrem je srovnat výsledné mapy disipace energie zjištěné tlakovým a krutovým plastomerem

2. KRUTOVÁ ZKOUŠKA MOSAZI MS70

Plastometr je řízený počítačem, který registruje následující hodnoty: časový základ, kruticí moment M_k , osová síla F , teplota t , počet zkroucení N . Pro zkoušky na torzním plastometru se používá zkušební tyč, která je definovaná průměrem D (poloměrem R) a zkoušenou délkou L . Základní výstupem pro hodnocení tvařitelnosti je u zkoušky krutem počet otáček do lomu N_f . Kroucením se zkušební tyč snaží svou délku zkracovat, proto jsou upínací čelisti pevně fixované v základní poloze od počátku kroucení. Důsledkem toho vzniká ve zkušební tyčce osová síla F . Přirozený deformační odpor se vypočte podle následujícího vzorce:

$$\sigma = \sqrt{\left(\frac{3\sqrt{3}M_k}{2\pi R^3}\right)^2 + \left(\frac{F}{\pi R^2}\right)^2} \quad (3)$$

Pro určení intenzity deformace e při zkouškách kroucení byl použit vztah

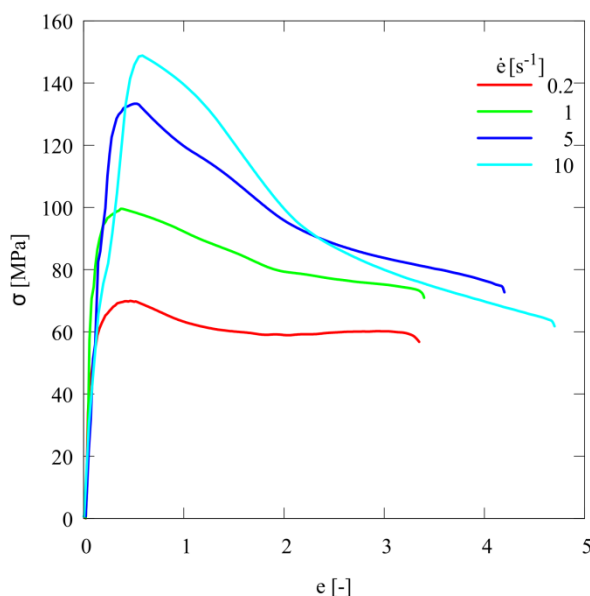
$$e = \frac{2}{\sqrt{3}} \arg \sinh\left(\frac{2\pi RN}{3L}\right) \quad (4)$$

Během zkoušky krutem za tepla je za definovaných podmínek (geometrie vzorku, teplota, rychlost deformace) sledován průběh deformačního napětí v závislosti na deformaci [7].

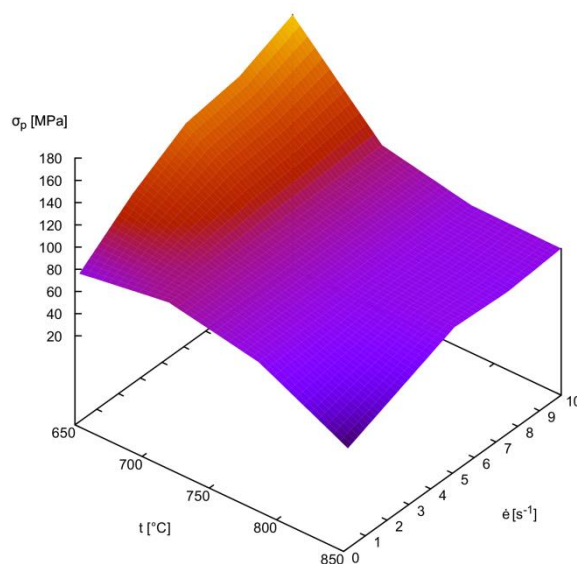
Pro experimentální zkoušky krutem za tepla byla použita hlubokotažná mosaz Ms70, jejíž chemické složení je uvedeno v tab. 1. Zkušební materiál byl ve tvaru tyčí s průměrem 10 mm. Mosazné tyče Ms70 byly vyrobené podle následujícího technologického postupu: tavení v elektrické indukční peci, polokontinuální odlití čepů, průtlačné lisování za tepla a koncovou kalibraci tažením za studena.

Krutové zkoušky za tepla mosazi Ms70 byly provedeny podle plánu experimentálních zkoušek, který tvořila matice zkoušek 4x5. Tedy při 4 rychlostech deformace = 0,2; 1; 5; a 10 s⁻¹, odpovídající otáčkám kroucení = 16; 80; 400 a 800 otmin⁻¹ a pro pět teplotních hladin $t = 650, 700, 750, 800, 850$ °C.





Obr. 1 Deformační odpor pro mosaz Ms70 při teplotě 650 °C



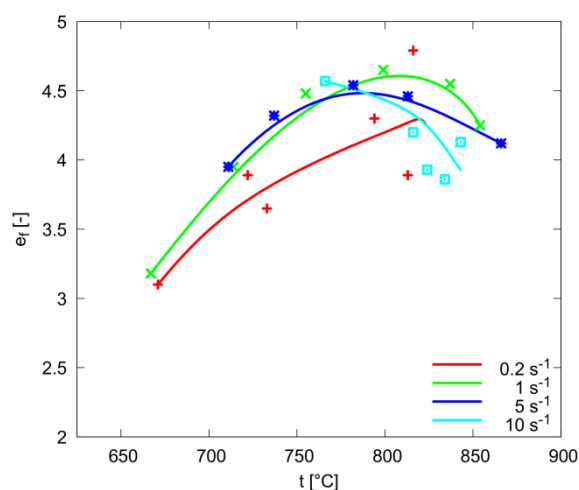
Obr. 2 Vyjádření funkce $\sigma_p = f(t, \dot{\epsilon})$ pomocí 3D grafu

3. DISKUZE VÝSLEDKŮ

Výsledky krutové zkoušky pro teplotu 650 °C jsou uvedeny na obr. 1. Ostatní teplotní hladiny byly vyhodnoceny obdobně [8].

Z jednotlivých získaných závislostí byly odečteny maximální hodnoty deformačního napětí σ_p a odpovídající hodnoty deformace e_p . Píkové napětí (maximální napětí) σ_p je závislé na dvou proměnných, teplotě a rychlosti deformace ve smyku. Toto tvoří funkční závislost $\sigma_p = f(t, \dot{\epsilon})$. Tato závislost je zobrazena ve formě ekvidistatních hladin v prostorovém grafu na obr. 2. Průběh této závislosti odpovídá předpokladům deformačního chování materiálů v monofázové oblasti. S rostoucí teplotou a klesající rychlostí deformace také klesají maximální hodnoty deformačního odporu. Z průběhů naměřených závislostí $\sigma_p - e$ uvedených je patrné, že v mosazi typu Ms70 během deformace probíhají uzdravovací procesy. Z charakteru uvedených křivek lze odvodit, že primární vliv bude mít dynamická rekrytalizace. Hodnoty σ_p a e_p posloužily k výpočtu aktivační energie při tváření a byly publikovány v článku [9].

Mezní intenzita deformace (deformace do lomu) je dalším z parametrů popisujícím tvařitelnost materiálu. Souhrn výsledků z krutového experimentu na mosazi Ms70 právě pro deformaci do lomu je uveden v obr. 3. Vliv jednotlivých hladin rychlosti deformace zde není výrazně patrný, jisté trendy vysledovat ale lze. I přes rozptýl naměřených hodnot, způsobených velkou citlivostí krutové zkoušky na lokální změny na povrchu zkoušené tyče, je

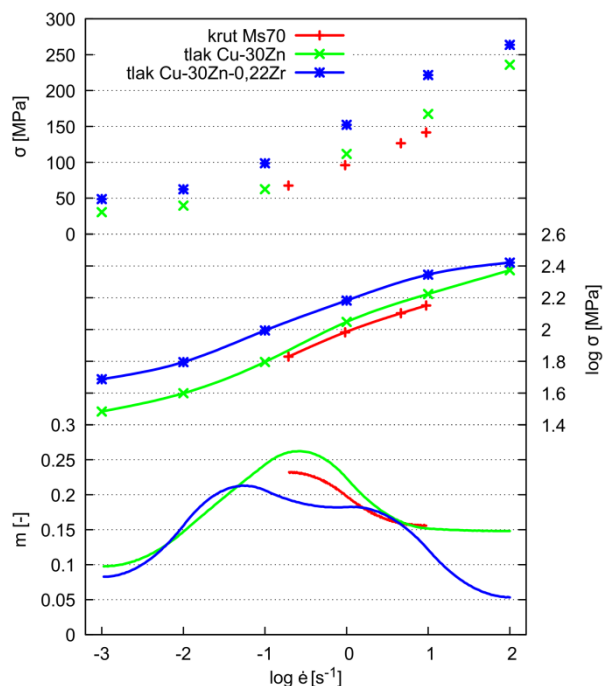


Obr. 3 Závislost mezní intenzity deformace na teplotě kroucení pro Ms70



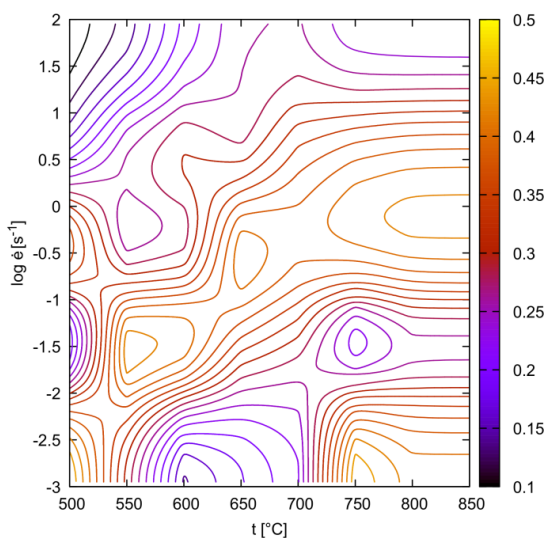
patrné, že optimální tvářecí teplota leží mezi 800 a 850 °C.

Pro konstrukci map disipace energie byly použity principy Dynamického Materiálového Modelu. K získání součinitele disipace energie η byly provedeny následující kroky. Závislost napětí - rychlost deformace byla přepočtena na závislost logaritmus napětí – logaritmus rychlosti deformace (viz obr. 4). Dále byly pomocí kubických splajnu vypočteny hodnoty logaritmu napětí mezi experimentálně naměřenými body. Z těch byl vypočten koeficient rychlostní citlivosti. Na obr. 4 jsou uvedeny tři rozdílné závislosti pro teplotu 650 °C. Křivka pro napětí zjištěné pomocí krutového plastometru je v užším rozsahu deformačních rychlostí. Zbylé křivky jsou převzaty z hodnot uveřejněných pro mosaz s 30 hm.% Zn [10] a mosaz s 30 hm.% Zn a 0,22 hm.% Zr [5]. Srovnáme-li průběh rychlostního koeficientu m na logaritmu deformační rychlosti, jsou hodnoty m srovnatelné pro mosazi s 30 hm.% Zn nezávisle na typu zkušebního stroje. U mosazi s přídavkem 0,22 hm.% Zr je maximální hodnota m potlačena.

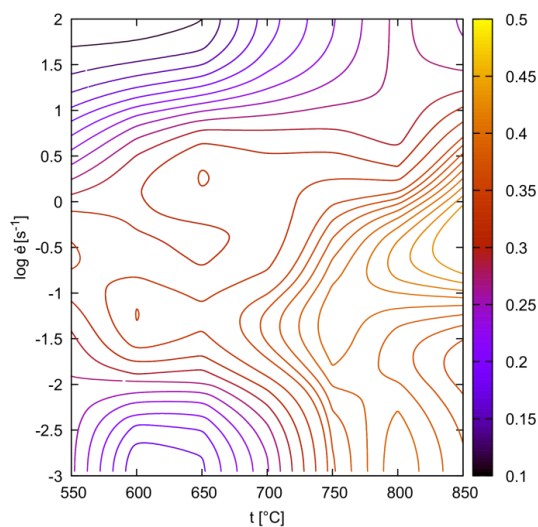


Obr. 4 Postup zpracování výsledků plastometrických zkoušek pro teplotu 650 °C od naměřených napětí při deformaci $\epsilon = 0,5$ ke koeficientu rychlostní citlivosti m

Na obr. 5 je disipační mapa pro velikost deformace 0,5 mosazi s 30 hm.% Zn. Mapa byla vypočtena z hodnot uveřejněných v [10]. Srovnáme-li ji přímo s mapou z článku [10], můžeme si všimnout jistých rozdílů. Především je rozdílná oblast vysokých teplot a nízkých deformačních rychlostí. V původní mapě dochází v této oblasti k růstu disipace. V mapě námi přepočtené se



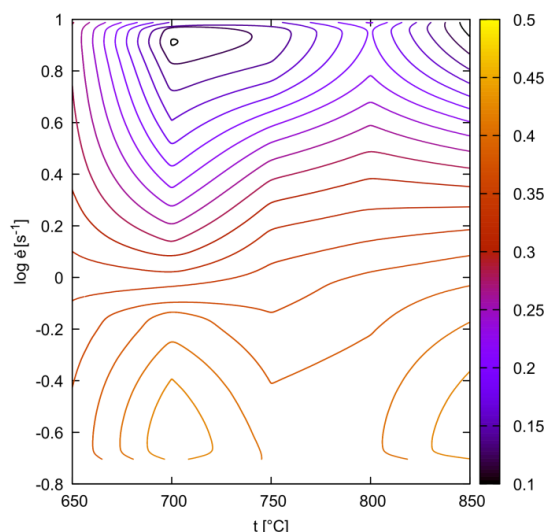
Obr. 5 Mapa disipace energie pro alfa mosaz s 30% Zn vypočtená na základě dat z článku [10] pro velikost deformace 0,5.



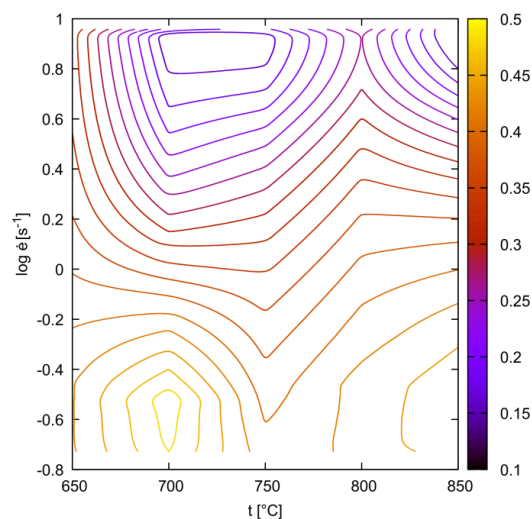
Obr. 6 Mapa disipace energie pro alfa mosaz s 30% Zn a 0,22 % Zr vypočtená na základě dat z článku [5] pro velikost deformace 0,5.



však objevuje oblast s poklesem a pak následným růstem. V případě přepočtené mapy pro mosaz s obsahem 30 hm.% Zn a 0,22 hm.% Zr výrazných rozdílů nenacházíme (obr.6). Charakter je velmi podobný, absolutní čísla jsou mírně posunutá. Toto lze přičíst algoritmu tvoření prostorové mapy, kdy námi použitý postup zamezuje nadměrnému vyhlazení křivek součinitele disipace, zpracovaných pro jednotlivé teplotní hladiny. Předchozí mapy byly rovněž zkonstruovány pro ověření celého postupu, tak aby byly mapy srovnatelné s mapou disipace energie při deformaci 0,5 naměřenou při krutové zkoušce.



Obr. 7 Mapa disipace energie pro alfa mosaz s chemickým složením podle tab. 1, vypočtená z dat naměřených na torzním plastometru SETARAM pro velikost deformace 0,5.



Obr. 8 Mapa disipace energie pro alfa mosaz s chemickým složením podle tab. 1, vypočtená z dat naměřených na torzním plastometru SETARAM pro velikost deformace 0,9.

Jak je vidět na obr. 7, rozsah deformačních rychlostí a teplot je omezen vůči publikovaným výsledkům. Oblast vyšších deformačních rychlostí není schopen torzní plastometr SETRAM postihnout, z důvodu fyzikálních omezení krutové zkoušky. Nižší deformační rychlosti jsou dosažitelné pomocí přídavné převodovky. Nebyly však realizovány z důvodu zaměření původního experimentu na oblast výskytu dynamické rekystalizace jako řídicího uzdravovacího procesu. Pokud srovnáme tvar s přepracovanými mapami disipace na obr. 5 a 6, je zde možno pozorovat shodu s tvarem pro mosaz s 30 hm.% Zr (obr. 5). Je však nutno přiznat výrazné ovlivnění bodů u mezních rychlostí deformací, neboť stanovení parametru m je velmi citlivé na použitý algoritmus výpočtu kubických splajnů a přesné stanovení hodnoty deformačních odporů. Výhodou krutové zkoušky je provádění velkých deformací, které na tlakových plastometrech nejsou realizovatelné. Bylo tak možno zkonstruovat mapy disipace i pro větší hodnoty deformace. Příkladem může být vyhodnocení pro deformaci 0,9 na obr. 8. Výsledná mapa ukazuje větší účinnost disipace energie do mikrostrukturního stavu při nižších deformačních rychlostech a to pro všechny deformační teploty.

4. ZÁVĚR

Krutová zkouška umožňuje studovat přirozený deformační odpor při různých podmínkách deformace z pohledu teploty a rychlosti deformace. Zjištěné maximální deformační odpor (píkové napětí) umožnily výpočet síly při průtlačném lisování čepů a to v dobré shodě s naměřenými hodnotami sil z následného provozního experimentu. Modelové zkoušky krutem v širokém rozsahu deformačních teplot naznačily možnosti vyčerpání celkové tvařitelnosti



zkoumané mosazi Ms70. Technologické zkoušky průtlačného lisování za tepla [11,12] potvrdily, že mosaz má sníženou tvařitelnost, což se projevuje vznikem příčných povrchových trhlin. Výsledky z krutového plastometru byly rovněž zpracovány do map disipace energie pro vybrané hladiny deformace. Z porovnání se stejně zpracovanými daty z literatury je zřejmé, že zjištěné hodnoty účinnosti disipace η jsou srovnatelné. Existují tu však rozdíly vzniklé rozdílným algoritmem pro výpočet prostorové mapy a citlivost na správně zpracované data v oblasti okrajových rychlostí deformace.

5. LITERATURA

- [1] Buršák, M., Bacsó, J. Skúšanie, kontrola a hodnotenie kvality materiálov. Košice: EMILENA, 2008.
- [2] Pernis, R., Híreš, O., Kasala, J. Rozdelenie mechanických vlastností ťahanej mosadznej tyče po priereze. In Metal 2009: 18. mezinárodní konference metalurgie a materiálů: 19.-21.5.2009. Hradec nad Moravicí, ČR [CD-ROM]. Ostrava: Tanger, 2009, 8 s.
- [3] Schindler, I., Bořuta, J. Utilization Potentialities of the Torsion Plastometer. Katowice: Silesian Technical University, 1998, 104 s. ISBN 83-910722-0-7.
- [4] Padmavardhani, D., Prasad, Y.: Effect of zinc content on the processing map for hot-working of alpha-brass. Materials science and engineering A, 1992, roč. 157, č. 1, s. 43-51. ISSN 0921-5093. DOI: 10.1016/0921-5093(92)90097-K.
- [5] Padmavardhani, D., Prasad, Y.: Effect Of Zirconium On The Processing Maps For Hot-working Of Alpha And Alpha-beta Brass, Zeitschrift Fur Metallkunde, 1993, roč. 84, č. 1, s. 57-62. ISSN 0044-3093.
- [6] Prasad, Y et al.: Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242. Metallurgical and Materials Transactions A, Springer Boston, 1984, roč. 15, s. 1883-1892. ISSN: 1073-5623. DOI: 10.1007/BF02664902.
- [7] Bořuta, J. et al. Plastometrický výzkum deformačního chování řízeně tvářených materiálů. Hutnické listy, 2008, roč. LXI, č. 1, s. 80-87. ISSN 0018-8069
- [8] Bořuta, J., Kubina, T., Bořuta, A. Deformační napětí mosazi Ms70 při zkoušce krutem za tepla. Kovárství, srpen 2009, č. 39, s. 13-16. ISSN 1213-928.
- [9] Pernis, R., Kasala, J., Bořuta, J.: High temperature plastic deformation of CuZn30 brass – calculation of the activation energy. Kovove Materialy, 2010, roč. 48, č. 1, s. 41-46. ISSN 0023-432X. DOI: 10.4149/km_2010_1_41
- [10] Padmavardhani, D., Prasad, Y. Characterization of hot deformation-behavior of brasses using processing maps. 1. alpha-brass. Metallurgical Transactions A, 1991, roč. 22, č. 12, s. 2985-2992.. ISSN: 0360-2133. DOI: 10.1007/BF02650258
- [11] Kasala, J., Híreš, O., Pernis, R. Start-up phase modeling of semi continuous casting process of brass billets. In Metal 2009: 18. mezinárodní konference metalurgie a materiálů: 19.-21.5.2009. Hradec nad Moravicí, ČR [CD-ROM]. Ostrava: Tanger: 2009, 6 s.
- [12] Pernis, R., Híreš, O., Jurenová, J. Povrchové trhliny při lisování mosadze CuZn30 za tepla. In Metal 2007: 16. mezinárodní konference metalurgie a materiálů: 22.-24.5.2007. Hradec nad Moravicí, ČR [CD-ROM]. Ostrava: Tanger, 2007, 9 s.

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

Vliv technologie ECAP na korozní vlastnosti slitiny AlMgMn **Influence of ECAP technology on corrosion properties of AlMgMn alloy**

Stanislav LASEK, Marie BLAHETOVÁ,

VŠB – Technická univerzita Ostrava, 17. Listopadu 15, 708 33 Ostrava – Poruba, ČR,
stanislav.lasek@vsb.cz

Abstrakt

Technologie ECAP (equal-channel angular pressing) vede k výraznému zjemnění zrna a zvýšení pevnostních vlastností mnoha kovů a slitin. Zvýšení vnitřní energie materiálu hranicemi zrn může však způsobit snížení korozní odolnosti materiálu, zejména v případech heterogenní struktury s ultra-jemnými zrny, pokud na jejich hranicích se vyskytují určité nanočástice pro zvýšení stability struktury. V rámci příspěvku jsou uvedeny výsledky potenciodynamických polarizačních měření na vzorcích slitiny hliníku AlMg1Mn1 po zpracování ECAP. Korozní zkoušky byly provedeny ve vodných roztocích s chloridy (0,1 M NaCl a 0,02 M NaCl+0,075 M Na₂B₄O₇+0,3 M H₃BO₃, při 25°C) podle příslušných norem a v návaznosti na obdobné práce. Jako referenční materiál byla použita výše uvedená slitina před tvářením ECAP a tvářená slitina hliníku Al99,5. Z provedených elektrochemických zkoušek vyplývá, že legující prvky Mg a Mn snižují korozní odolnost této slitiny (ve srovnání s čistým Al anebo slitinou AlNi5). Rozdíly v odolnosti proti rovnoměrné i bodové korozi podle počtu průchodů (2x, 6x, 8x, způsob C) jsou poměrně malé. Při mikroskopickém studiu byly zjištěny minimální rozdíly v morfologii povrchu vzorků po uvedené expozici. Dále byla provedena doplňující měření korozního potenciálu a také zkouška v solné mlze, při kterých byly zjištěny prakticky stejné hodnoty parametrů a stupně odolnosti po daných počtech průchodů ECAP.

Klíčová slova

Slitina Al-Mn-Mg, ECAP, koroze, zkoušení, vlastnosti

Abstract

Technology ECAP (equal channel angular pressing) leads to significant grain refinement and increase the strength properties of many metals and alloys. Increasing the internal energy of the material, mainly by grain boundaries, may cause a reduction in corrosion resistance of the material, especially in cases of heterogeneous structures with ultra-fine grains, when on their boundaries may occur nanoparticles in order to increase the stability of the structure. The contribution presents the results of potentiodynamic polarization measurements on samples of Al alloy (AlMg1Mn1) after ECAP processing in aqueous solutions with chloride (0.1 M NaCl and 0.02 M NaCl + 0.075 M Na₂B₄O₇ + 0.3 M H₃BO₃, at 25°C) according to relevant standards in



relation to similar works. As reference material was used above mentioned alloy before ECAP and wrought aluminum Al99,5. The performed electrochemical tests show that the alloying elements Mg and Mn reduce the corrosion resistance of this alloy (as compared to pure aluminum or alloy AlNi5). Differences in uniform and pitting corrosion resistance according to the number of ECAP passes (2x, 6x, 8x, route C) are relatively small. The microscopic observations have shown practically no differences in surface morphology of samples after the exposure. There were also carried out additional measurements of corrosion potential and salt spray test, in which the same resistance for the given numbers of passes in ECAP were found virtually.

Keywords

Alloy Al-Mn-Mg, ECAP, corrosion, testing, properties

1. INTRODUCTION

Equal channel angular pressing (ECAP) is efficient technology to obtain ultrafine-grained materials, and can produce higher strength properties. Mechanical and/or physical properties were investigated in large quantity, including ductility, superplasticity, fracture properties, etc. On the other hand, there has been little work that tried to investigate the corrosion properties of ECAP materials with large plastic deformation although the study of corrosion behaviour of high strength alloys should be of practical interest.

It is known that Al alloys have high corrosion resistance by its passive layer under atmospheric conditions. Pitting is the most common form of Al corrosion, especially in water solutions containing chloride ions. Many investigations about pitting corrosion have been reported, however some factors influencing pitting of Al alloys are not satisfactory explained, e.g. density and distribution of dislocations, second phase particle size and form, grain boundary structure, chemistry, etc.

The aim of this study is to investigate the effect of ECAP pass numbers (by route C) on the corrosion properties of Al-Mg1-Mn1 (3004) alloy using potentiodynamic polarization test and light microscopy.

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 between repetitive pressings was applied at room temperature with a pressing speed of 0,3 mm s⁻¹. The Al-Mn-Mg alloy specimens were subjected to repetitive pressing up to eight passes.

For electrochemical polarization test, as-received samples of cross section 10 x 10 x 20 mm were finally ground a polished at one higher surface by SiC wet papers up to no. 2500. Smaller plate samples of thickness 1,2-2,4 mm (dimensions 10x10 mm) were cut off perpendicularly to the axis from former ones for exposition test. Before test the samples were cleaned in alcohol benzene and weighed in the frame of gravimetric method.

Electrochemical tests were carried out in a buffer solution consisting of 0,075 mol/l sodium borate (Na₂B₄O₇) and 0,3 mol/l boric acid (H₃BO₃) with addition of 0,02 mol/l NaCl (pH8,3) and



water solution of 0,1 mol/l NaCl at room temperature. The values of corrosion potential were measured according to standard ASTM G69. After open circuit immersion for approximately 20 min., the potentiodynamic polarization tests were conducted at a scanning rate of 1,0 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 small samples (10x10x2 mm) was also carried out and gravimetric method has been applied.

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 observed using metallographic microscope and stereomicroscope.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Typical polarization curves of tested samples are compared in **Fig. 1**. In imperfect passive state were registered a small current oscillations that are related to metastable microscopic pitting (micropitting or nanopitting), in connection with structure, precipitates and inclusions.

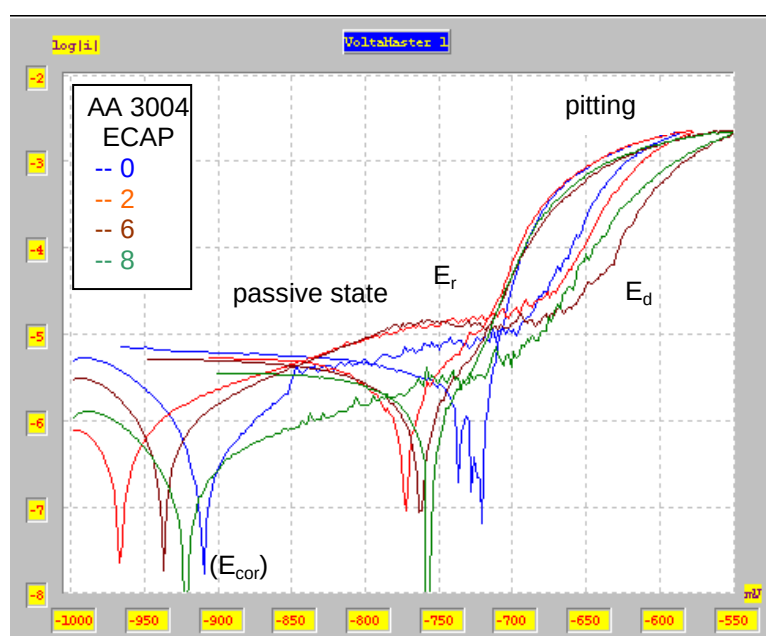


Fig. 1 Comparison of cyclic polarization curves (loops) of measured specimens after ECAP treatment. Potentiodynamic cyclic polarization measurements (0,1 mol/l NaCl, 20°C)

On the basis of polarization curves the depassivation (E_d) and repassivation (E_r) pitting potentials were determined by conventional method, **Fig 2** and **3**. 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.



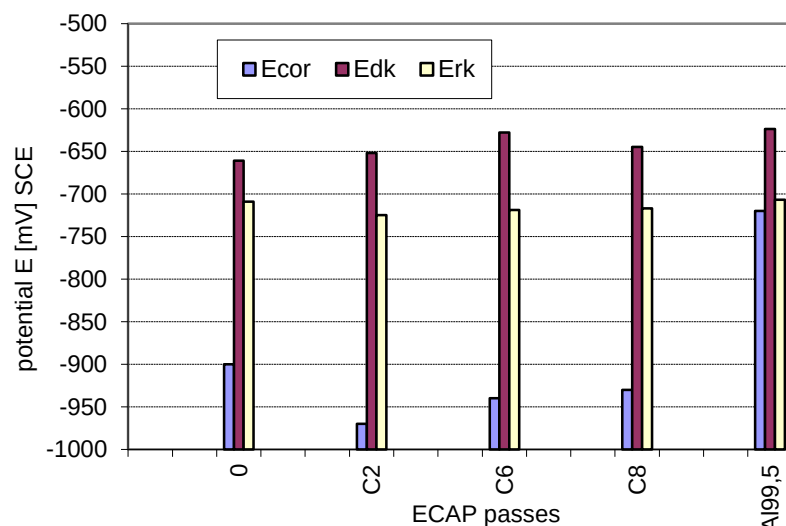


Fig. 2 Pitting resistance of alloy AlMnMg according to potentiodynamic polarization test in 0,1 mol/l NaCl.

The values of depassivation (pitting) potential E_d and repassivation one E_r have slight increasing tendency with number of ECAP passes, **Fig. 2**. 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 similar values of depassivation and repassivation potential as AlMnMg alloy, but higher values of corrosion potential.

In second solution were found out slightly decreasing values of measured potentials with number of passes, **Fig. 3**. It means lower pitting corrosion resistance after higher number (e.g. 8) of passes.

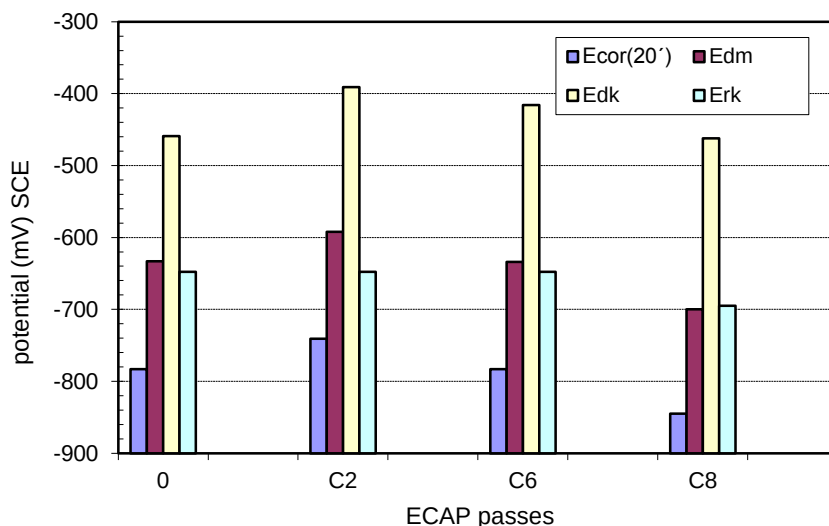


Fig. 3 Comparison of pitting parameters tested samples of AlMnMg alloy after ECAP. Solution: 0,075 M $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ + 0,3 M H_3BO_3 + 0,02 M NaCl

The corrosion potential measured according to standard have nearly the same values, with small standard deviation (s), see **Tab. 4**. After salt spray test, very small mass changes (0,1 mg) were measured on smaller samples after different number of ECAP passes.



Tab. 4 Results of corrosion potential measurement E_{cor} (mV, SCE), Alloy AlMn1Mg1, water solution 1,0 mol/l NaCl + 19 ml/l H_2O_2 .

passes	0	2	6	8
time (min.)				
30	-752	-749	-754	-760
35	-751	-752	-746	-757
40	-756	-750	-751	-748
45	-769	-752	-748	-751
50	-755	-749	-750	-750
55	-763	-753	-748	-756
60	-756	-750	-744	-752
mean	-757,4	-750,7	-748,7	-753,4
$\pm s$	6,4	1,6	3,3	4,3

Similar microscopic pits and grooves, their morphology and clusters were observed after corrosion test, see **Fig. 4**, where the secondary phases were found out and fine grain are partly shown. Higher magnification is necessary for a better identification of grains attack.

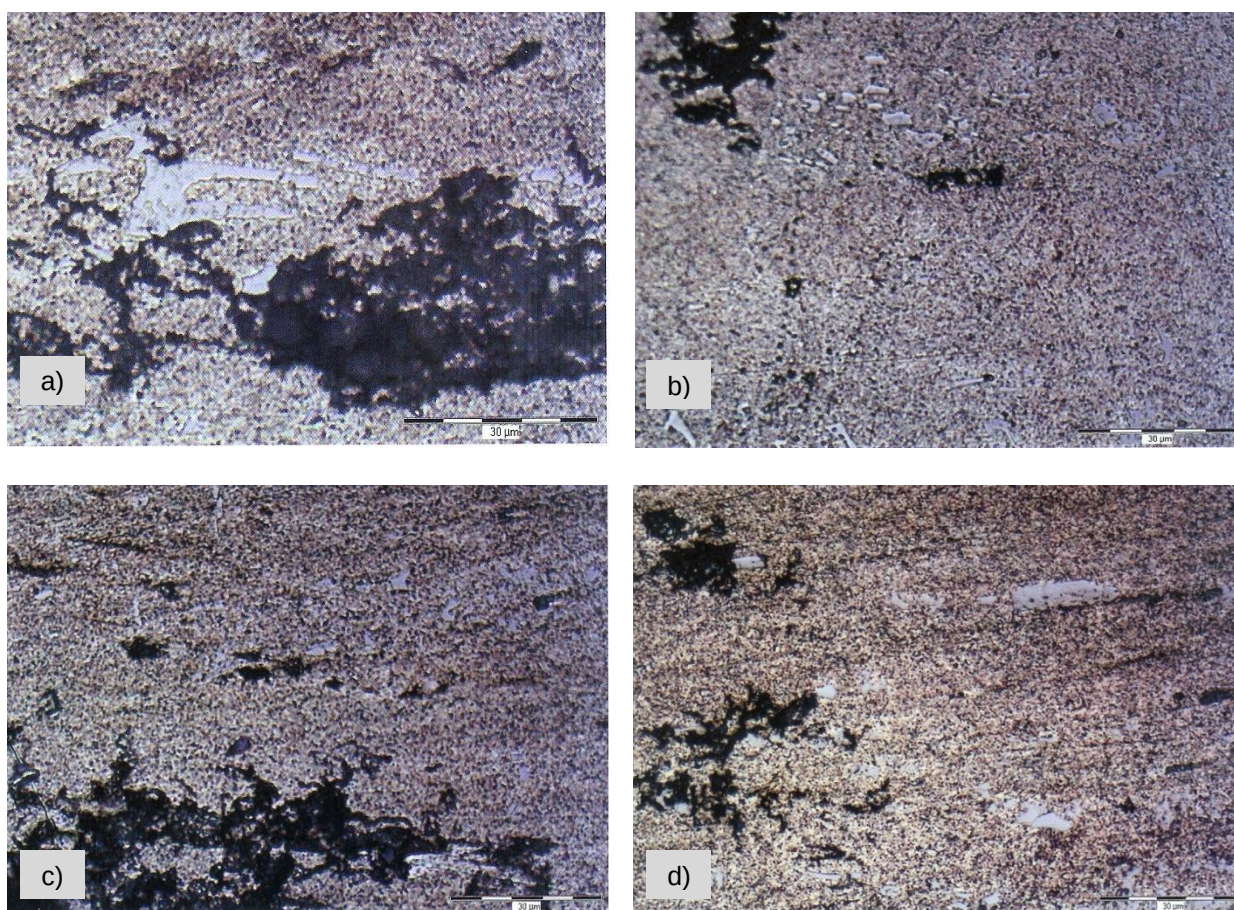


Fig. 4 Surfaces after corrosion test, samples after 0, 2, 6 and 8 passes (a, b, c, d)

The corrosion forms in **Fig. 4** are in good agreement with results published in work [3], where corrosion behaviour of AlNi5 alloy has been investigated. The structures of tested samples in surfaces parallel to axes are compared in **Fig. 5**. Slip bands and areas of different crystallographic orientation are distinguished by specific colours. At a higher magnification there is possible to observe changes in grain size and shape.



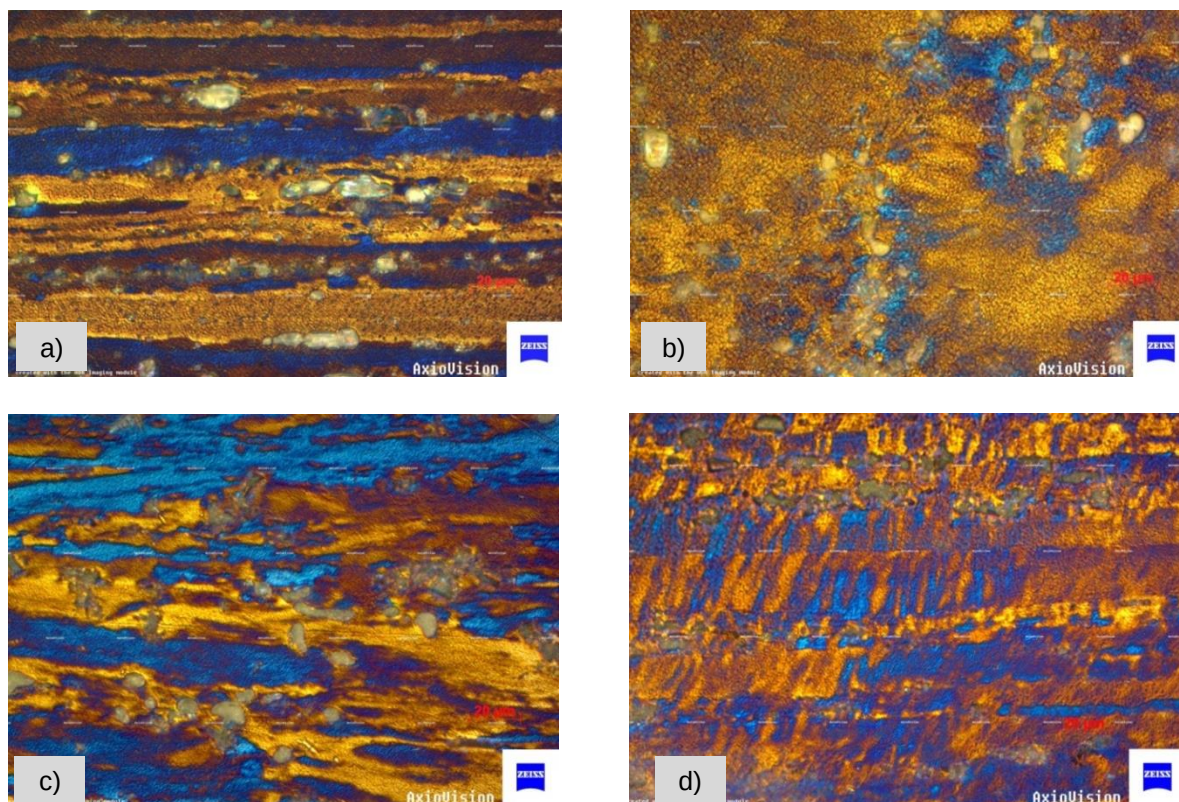


Fig. 5 Structure of tested samples after 0, 2, 6 and 8 passes (a, b, c, d) at magnification 350 x, polarization light (different colours according to local etching depth)

4. CONCLUSIONS

Corrosion behaviour of AlMn1Mg1 alloy with various ECAP passes in water solution (0,1 M NaCl a 0,02 M NaCl+0,075 M $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ +0,3 M H_3BO_3 , at 25°C) was compared by potentiodynamic polarization test. Differences in uniform and pitting corrosion resistance according to the number of ECAP passes (2x, 6x, 8x, route C) were relatively small. The microscopic observations have shown small differences in surface morphology of samples after corrosion tests. The additional measurements of corrosion potential and salt spray test confirmed nearly the same corrosion resistance for different numbers of passes in ECAP.

5. REFERENCES

- [1] ASTM G-5:1994. Standard Reference Test Method for Making Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements. 1999,12.
- [2] ASTM G-69:1997. Standard Test Method for Measurements of Corrosion Potentials of Aluminium Alloys. 2009, 4.
- [3] Yhang Y., Akiyama E. Watanabe Y, et.al. Effect of Al/ Al_3Ni microstructure on the corrosion behaviour of Al-5.4 wt. Ni alloy fabricated by equal/channel angular pressing. Corrosion Science, 49 (2007), 2962-2972.

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

Vliv úhlového protlačování kanálem o stejném průřezu (ECAP) na deformační chování hořčíkových slitin

Pavel LUKÁČ, Zuzanka TROJANOVÁ, Kristián MÁTHIS

Univerzita Karlova, Matematicko-fyzikální fakulta, Ke Karlovu 5, 121 16 Praha 2, CZ

lukac@met.mff.cuni.cz; ztrojan@met.mff.cuni.cz; mathis@met.mff.cuni.cz

Abstrakt

Hořčíkové slitiny, připravené úhlovým protlačováním kanálem o stejném průřezu, (anglicky equal-channel angular pressing – ECAP, zkratka užívaná i v českém jazyce), byly deformovány tahem a/nebo tlakem při pokojové teplotě a za zvýšených teplot. Je velmi dobře známo, že použitím metody ECAP dochází k zjemňování zrna a zvýšení hustoty dislokací. Mechanické vlastnosti vzorků připravených metodou ECAP jsou ovlivněny deformační teplotou. Napětí na mezi kluzu i maximální deformační napětí (mez pevnosti) klesají s rostoucí teplotou deformace. Rovněž deformační chování je silně ovlivněno deformační teplotou. Koeficient zpevnění klesá s rostoucí teplotou a za zvýšených teplot nabývá velmi nízkých hodnot. Toto chování může být vysvětleno jako důsledek zjemnění zrn vyšetřované slitiny. Mění se deformační mechanismus. Některé vzorky připravené metodou ECAP byly upraveny pro deformaci tak, že jejich osa zatěžování byla buď rovnoběžná, nebo kolmá (dvě orientace) na směr protlačování. Takto připravené vzorky deformované v tlaku vykazovaly anisotropii deformačního chování a to v závislosti na orientaci deformovaného vzorku vůči směru protlačování. Bylo zjištěno, že tato anisotropie závisí na deformační cestě i na počtu průchodů při protlačování použitím metody ECAP. Anisotropie souvisí s vývojem textury a s dvojčatěním na začátku deformace.

V tomto článku je podán stručný přehled některých výsledků publikovaných dříve autory tohoto příspěvku.

Klíčová slova

Napětí na mezi kluzu; Anisotropie; Dvojčatění; Hořčíkové slitiny

1. ÚVOD

Je velmi dobře známo, že zjemňování zrna zvyšuje pevnost kovových materiálů. Napětí na mezi kluzu, σ_0 , v závislosti na velikosti zrna, d_z , je možno vyjádřit Hallovým – Petchovým vztahem



$$\sigma_{02} = \sigma_0 + k_0 d_z^{-1/2} \quad (1)$$

kde člen σ_0 , často nazýván vnitřní napětí, zahrnuje příspěvky ke zpevnění mimo hranic zrn a k_0 je konstanta. V mnoha případech analogickou rovnici lze použít jak pro deformační napětí při konstantním stupni deformace tak pro lomové napětí. V poslední době se výzkum soustřeďuje na materiály s ultrajemným zrnem (často se používá zkratka UFG z anglického ultrafine grains, resp. ultrafine grained). Za ultrajemnozrné materiály se označují materiály, kde velikost zrna je z intervalu 100 nm až 1 μm .

Je několik metod přípravy jemnozrných kovových materiálů. Velmi účinné jsou metody pomocí vysokých (intenzivních) plastických deformací (severe plastic deformation – SPD). Je několik metod využívajících intenzivní plastickou deformaci k přípravě kovových materiálů s velmi jemným (ultrajemným) zrnem. Mezi velmi často používané SPD metody patří úhlové protlačování dvěma kanály o stejném průřezu – metoda ECAP. Velmi dobrý přehled o metodě ECAP podali Valiev a Langdon [1]. Vzorky kovových materiálů připravené metodou ECAP mají mnohem jemnější zrna než vzorky před požitím metody ECAP. Současně může dojít k vytvoření textury nebo ke změně textury, pokud vzorky měly texturu před zpracováním metodou ECAP. A tak hořčíkové slitiny mohou vykazovat anizotropii a/nebo asymetrii mechanických vlastností.

Podobné chování vykazují i vzorky hořčíkové slitiny, pokud byly připraveny metodou ECAP. Nutno připomenout, že hořčíkové slitiny mají jako základní skluzový mód bazální systém, který ovšem má pouze dva krystalograficky stejné nezávislé skluzové systémy. A tak není splněno kritérium podle von Misesa a Taylora, podle kterého pro homogenní deformaci polykrystalů je nutná aktivita 5 nezávislých skluzových systémů. To znamená, že pro deformaci polykrystalů hořčíkových slitin je nutná aktivita nebazálních skluzových systémů. Je nutno zdůraznit, že u hořčíku a jeho slitin vedle dislokačního skluzu (pohybu dislokací) významnou roli může hrát dvojčatění, zejména na začátku plastické deformace.

Hořčíkové slitiny jsou nejlehčí kovové konstrukční materiály. Mají vysokou specifickou pevnost, tj. poměr pevnosti k hustotě. Nacházejí uplatnění v automobilovém průmyslu, v letectví, ale i jako schránky notebooku nebo v oblasti sportu. V posledním období i v oblasti biomedicíny. Je proto přirozené, že výzkumu mechanických, fyzikálních i chemických vlastností hořčíkových materiálů se věnuje zvýšená pozornost. Nejde jen o zjištění vlastností, ale také o výzkum přípravy materiálů s požadovanými vlastnostmi.

Cílem tohoto příspěvku je podat stručnou informaci o mechanických vlastnostech a deformačním chování dvou hořčíkových slitin podrobených úhlovému protlačování o stejném průřezu.

2. EXPERIMENTÁLNÍ METODY

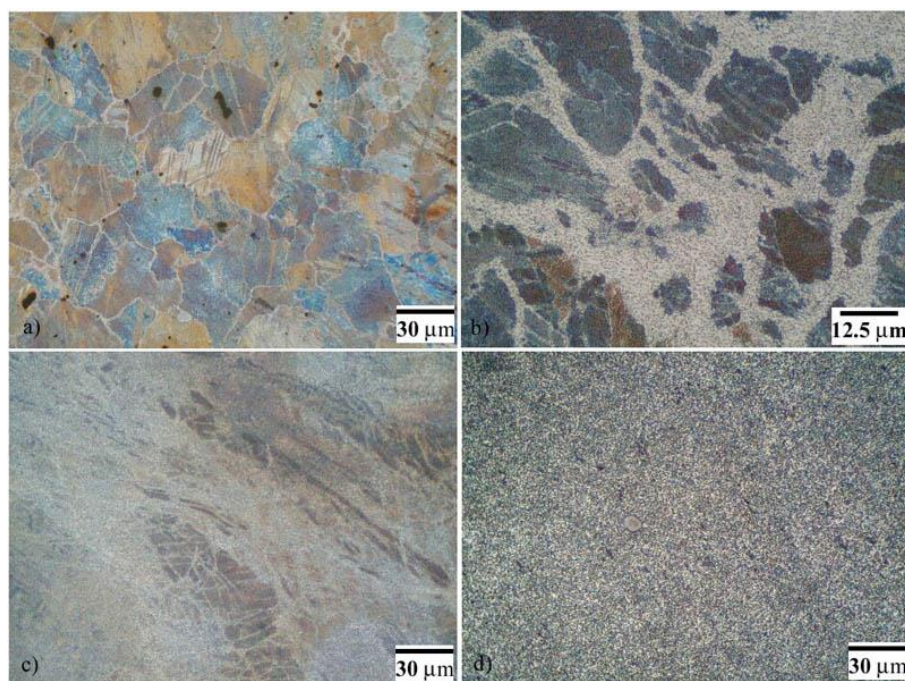
Byly použity dvě hořčíkové slitiny (o nominálním chemickém složení): AZ91 (9 hm.% Al, 1 hm.% Zn, 0,2 hm.% Mn) a AZ31 (3 hm.% Al, 1 hm.% Zn). Slitiny byly podrobeny úhlovému protlačování o stejném průřezu. Po ECAPu, cestou C, byly připraveny vzorky ze slitiny AZ91 pro deformaci. Měly průřez $1 \times 2 \text{ mm}^2$ a aktivní délku 10 mm. Vzorky byly deformovány tahem (v deformačním zařízení MTS) v teplotním intervalu pokojová teplota až 300 °C s konstantní rychlostí posuvu příčnicku, což dávalo počáteční deformační rychlost $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Detaily procesu ECAP a deformace vzorků slitiny AZ91 je možno najít v článku Máthis et al. [2]. Ze slitiny AZ31 byly připraveny vzorky o průřezu $4 \times 4 \text{ mm}^2$ a délce 6 mm. Delší hrana byla buď rovnoběžná s osou protlačování, nebo kolmá na tuto osu ve dvou význačných směrech. Podrobnosti jsou popsány v článku Figueiredo et al. [3]. Vzorky byly deformovány v tlaku (ve směru delší osy) při



pokožové teplotě s konstantní rychlostí posuvu příčnicku, odpovídající počáteční deformační rychlosti $1,38 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

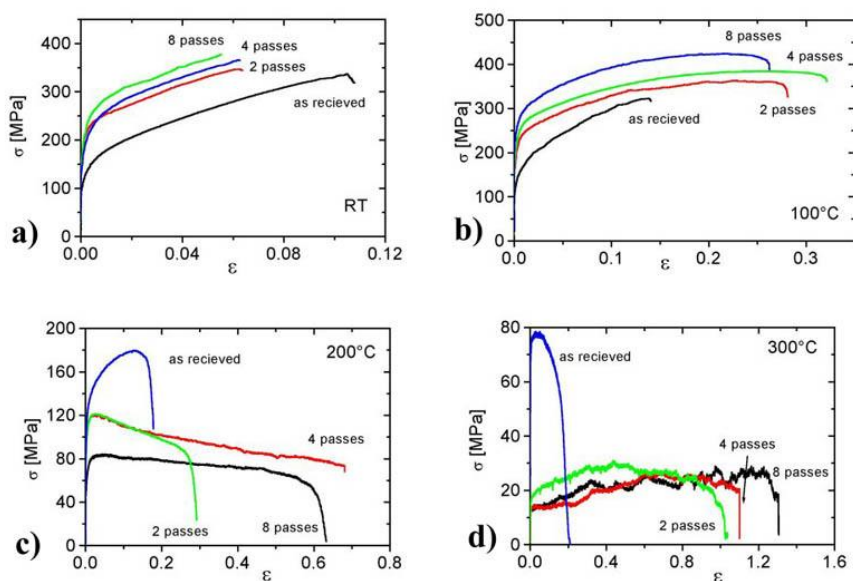
3. VÝSLEDKY A DISKUSE

Mikrostruktura vzorků AZ91 před a po ECAPu je uvedena na obr. 1. Je vidět, že mikrostruktura se zjemňuje.



Obr. 1 Mikrostruktura AZ91 před ECAPem (horní vlevo), po průchodu 1 (horní vpravo), po 4 průchodech (dolní vlevo) a po 8 průchodech (dolní vpravo)

Deformační křivky – závislost skutečného napětí na skutečném napětí – jsou uvedeny na obr. 2.

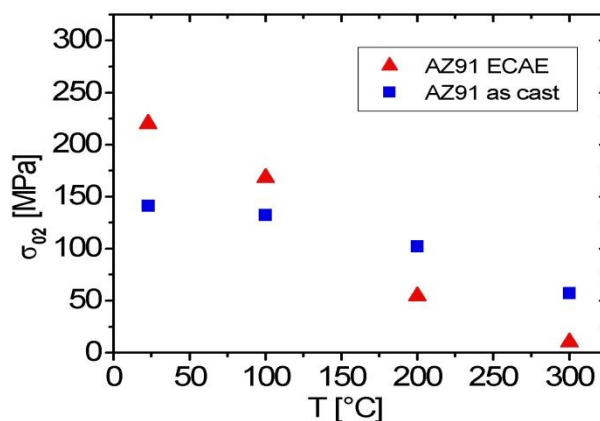


Obr. 2 Deformační křivky vzorků slitiny AZ91 před a po ECAPu; 2, 4 a 8 průchodu. Vzorky byly deformovány při různých teplotách

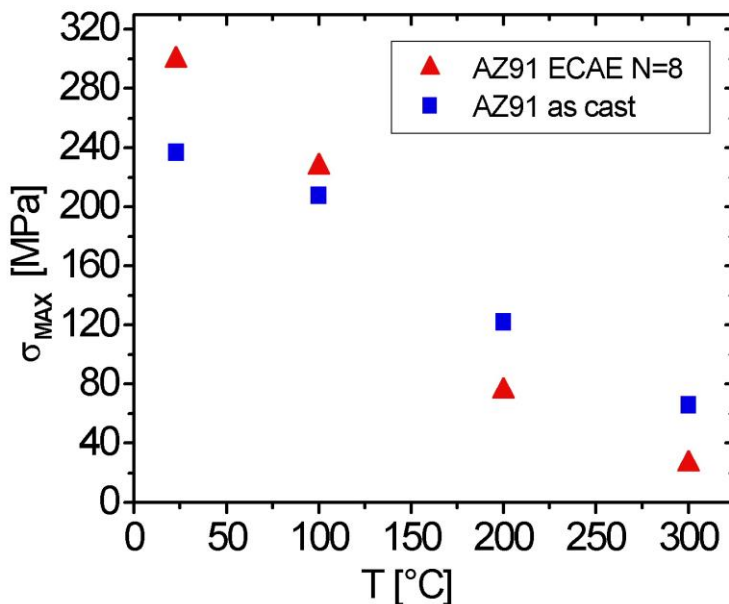


Je vidět, že deformační napětí klesá s rostoucí deformační teplotou a je závislé i na počtu průchodů protlačování. Deformační chování je silně závislé na deformační teplotě. Projevuje se to i na charakteru zpevnění. Při vyšších deformačních teplotách má koeficient zpevnění vzorků po ECAPu velmi nízkou hodnotu, nebo je klesající funkcí deformačního napětí (stupně deformace). Charakter koeficientu zpevnění závisí též na počtu průchodů během protlačování metodou ECAP. Z průběhu deformačních křivek a zejména deformačního zpevnění můžeme usuzovat, že vedle zpevňujících mechanismů se uplatňují i odpevňující mechanismy. Průběh deformačních křivek při zvýšených teplotách naznačuje, že odpevňující mechanismy převažují. Dochází k dynamickému zotavení a pravděpodobně dochází i ke změně deformačních mechanismů.

Vliv teploty na charakteristické vlastnosti je patrný z teplotní závislosti meze kluzu σ_{02} (obr. 3), maximálního napětí σ_{max} (obr. 4) a tažnosti (obr. 5).

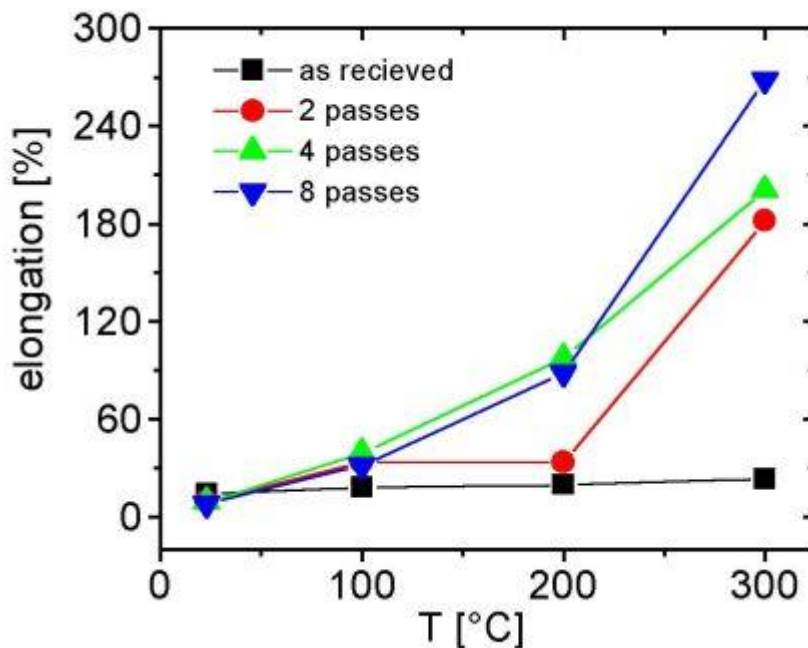


Obr. 3 Teplotní závislost napětí na mezi kluzu slitiny AZ91 před a po ECAPu



Obr. 4 Teplotní závislost maximálního napětí slitiny AZ91 před a po ECAPu



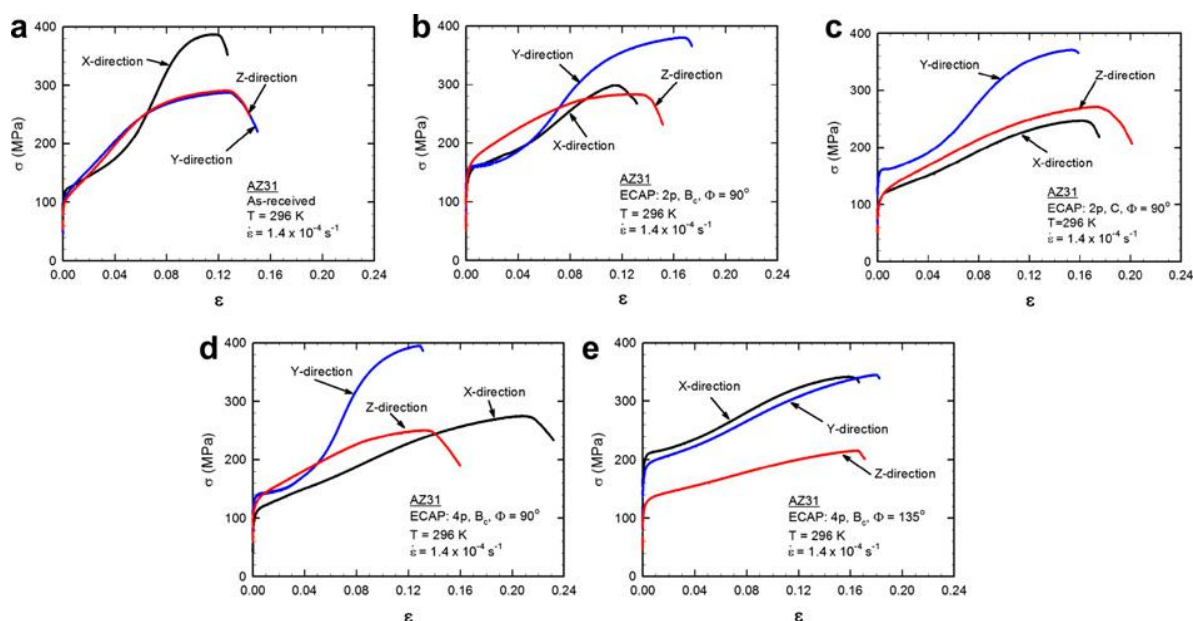


Obr. 5 Závislost relativního prodloužení vzorků slitiny AZ91 na teplotě před a po různém počtu průchodu během ECAPu.

Z průběhu teplotních závislostí uvedených mechanických vlastností vyplývá, že v intervalu teplot 150 až 200 °C (zcela jistě u teploty 200 °C) nastává změna tendence. Hodnoty napětí u meze kluzu a též maximálního napětí jsou pro vzorky po ECAPu deformované při pokojové teplotě vyšší (přibližně o 85 MPa, resp. 60 MPa) než pro teploty 200 °C a vyšší. Markantní rozdíly pro tyto dva typy vzorků slitiny AZ91 se pozorují u teplotní závislosti tažnosti. Relativní prodloužení u pokojové teploty je pro všechny vzorky téměř stejné. Relativní prodloužení pro vzorky, které nebyly podrobeny protlačování se mění mírně s rostoucí deformační teplotou (je prakticky nezávislé na teplotě); hodnoty mezi 15 až 28%. Naproti tomu relativní prodloužení vzorků, které byly podrobeny ECAPu silně závisí na teplotě, zejména pro teploty 200 a 300 °C. Jak je vidět, relativní prodloužení vzorku po 8 průchodech protlačování dosahuje hodnoty až 270%. Rozdílné deformační chování při teplotách 23 a 100 °C a při teplotách 200 a 300 °C je možné vysvětlit tím, že po protlačování mají vzorky menší zrna (po osmi průchodech přibližně 1,7 μm. U pokojové teploty a 100 °C dojde k zvýšení napětí na mezi kluzu – podle Halla-Petchova vztahu. U vyšších teplot, 200 a 300 °C, se začínají uplatňovat jednak zotavovací mechanismy a jednak mechanismy vedoucí k superplastickému chování. Je-li velikost zrna přibližně 10 μm a nižší a teplota vyšší než přibližně 0,4 T_m (T_m teplota tání), lze očekávat superplastické chování. Teplota 200 °C je přibližně 0,5 T_m , což naznačuje možnost procesů vedoucích k superplasticitě. Při teplotě 200 °C se může aktivovat příčný skluz a může začínat dynamická rekrytalizace. V každém případě se uplatňují opevňovací mechanismy.

Slitina AZ31 byla podrobena protlačování metodou ECAP a jak je uvedeno výše, byly připraveny vzorky o třech orientacích osy tlaku vůči ose protlačování [3]. Byly použity cesty B_C a C a 2 a 4 průchody. V jednom případě byl úhel mezi rameny kanálu 135°, jinak 90°. Deformační křivky získané za různých podmínek jsou uvedeny na obr. 6.





Obr. 6 Závislost skutečného napětí na skutečné deformaci pro vzorky slitiny AZ31 před a po protlačování metodou ECAP. Převzato z [3]

Deformační křivky před ECAPem (extrudované) jsou na obr. 6a. Na obrázku 6b jsou deformační křivky po dvou průchodech cestou B_C a úhel mezi rameny kanálu $\Phi = 90^\circ$. Deformační křivky po dvou průchodech cestou C a $\Phi = 90^\circ$ jsou na obr.6c, kdežto po čtyřech průchodech cestou B_C a $\Phi = 90^\circ$ na obr.6d. Na obr. 6e jsou deformační křivky po čtyřech průchodech cestou B_C , ale $\Phi = 135^\circ$. Připomeňme, že směr X je totožný se směrem východu z kanálu, směr Z je totožný se směrem vložení vzorku do kanálu – směr působící síly a směr Y je kolmý na oba směry, tj. kolmý na X i Z. Je zřejmé (obr. 6), že tvar křivek je závislý na orientaci daného vzorku a použité cesty. Velikost deformačního napětí závisí na počtu průchodů a orientaci vzorku. Z dosavadních experimentálních výsledků publikovaných v literatuře se dá soudit, že „esovitý“ tvar je spojen s dvojčatením, když deformace je v tlaku. Figueiredo et al. [3] vyšetřovali napěťovou závislost koeficientu zpevnění. Z průběhu těchto závislostí usoudili, kdy určující mechanismus je skluzový pohyb dislokací a kdy se na deformaci podílí dvojčatění.

4. ZÁVĚRY

V tomto článku jsme podali hlavní charakteristiky deformačního chování slitin AZ63 a AZ91 po úhlovém protlačování kanálem o stejném průřezu. Podrobení obou hořčíkových slitin metodě ECAP způsobuje zjemnění struktury, zmenšení velikosti zrna, zvýšení hustoty dislokací a vytvoření textury. Vzorky podrobené metodě ECAP a deformované při pokojové teplotě mají vyšší napětí u meze skluzu než vzorky před zpracováním metodou ECAP. Teplota deformace podstatně ovlivňuje deformační chování slitiny AZ91. Deformační mechanismy u teploty 200°C a vyšších jsou jiné než u pokojové teplotě. Vzorky slitiny AZ31 podrobené metodě ECAP mající osu namáhání orientovanou různě vůči směru protlačování metodou ECAP vykazují anisotropii.



5. LITERATURA

- [1] VALIEV, R. Z., LANGDON, T. G. Principles of equal – channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. Progress in Materials Science, September 2006, vol. 51, No. 7, p. 881-981. Elsevier (ISSN: 0079-6425).
- [2] MÁTHIS, K., MUSSI, A., TROJANOVÁ, Z., LUKÁČ, P., RAUCH, E. Effect of equal channel angular pressing on mechanical properties of AZ91 alloy. Kovové materiály - Metallic Materials, October 2003, vol. 41, No. 5, p. 293-299. Slovak Academy of Science (ISSN: 0023-432X)
- [3] FIGUEIREDO, R. B., SZÁRAZ, Z., TROJANOVÁ, Z., LUKÁČ, P., LANGDON, T.G. Significance of twinning in the anisotropic behavior of a magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing. Scripta Materialia, September 2010, vol. 63, No. 5, p. 504-507. Elsevier, (ISSN: 1459-6462).

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

Struktura a vlastnosti FSW svarů slitin hliníku Structure and properties of FSW weld of aluminium alloys

Vladivoj OČENÁŠEK

SVÚM a.s., Podnikatelská 565, 190 11 Prague 9 – Běchovice, Czech Republic, ocenasek@svum.cz

Abstrakt

Jednou z metod svařování založených na tření je metoda třecího svařování promíšením (Friction Stir Welding – FSW). Při této metodě rotující nástroj promíchává materiál svařovaných dílů. Tím, že proces probíhá pod teplotou tání spojovaných materiálů, lze spojovat materiály, které tavným svařováním nelze spojovat, například slitiny hliníku typu Al-Cu-Mg. Na druhé straně vyžaduje metoda FSW speciální svařovací zařízení, nástroje a upevnění spojovaných dílů. Předkládaný příspěvek se zabývá strukturní analýzou svarových spojů plechů a desek ze slitin AlCu4Mg1 (AA2024), AlMg4.5Mn0.7 (AA5083) a AlZn6Mg2Cu (AA7075). Jsou prezentovány výsledky měření tvrdosti a mechanických a únavových vlastností spojovaných dílů. Makro a mikrostruktura FSW spojů je podobná struktuře materiálů připravených tvářením za tepla (průtlačným lisováním, kováním). Struktura i vlastnosti jsou významně závislé na tloušťce spojovaných dílů. Zatímco změny tvrdosti FSW spojů jsou malé v případě slitiny AA5083, u slitin AA7075 a AA2024 jsou významné. V příspěvku je diskutována jemnozrnná struktura svarového spoje.

Klíčová slova

Třecí svařování promíšením, FSW, slitiny hliníku, struktura, vlastnosti

Abstract

One of the methods using the heat formed due to friction and plastic deformation is friction stir welding (FSW). A rotating tool that stirs the materials of welded parts at temperatures well below their melting point produces the joint. Main FSW advantage is the low welding temperature eliminating many problems of conventional welding processes. Due to the low temperature of FSW, materials such as Al-Cu-Mg alloys difficult to weld by fusion processes are easily welded by FSW. On the other hand, FSW imposes exacting requirements on the construction of welding machines, clamping of joined parts and design of tools. The paper presents the results of microstructure analyses, hardness measurements, tensile tests and fatigue properties of FS-welded sheets of three aluminium alloys: AlCu4Mg1 (AA2024), AlMg4.5Mn0.7 (AA5083) and AlZn6Mg2Cu (AA7075). The macrostructures and microstructures of FSW welds are similar to these produced by hot working (extrusion, forging). They strongly depend on sheet thickness, as do also their tensile properties. The variation of hardness through weld width is small in alloy AA5083 and more important in case of AA7075 and AA2024 alloys. Properties of the fine grained microstructure of the weld nugget are discussed.



Keywords

Friction stir welding, FSW, aluminium alloys, structure, properties

1. INTRODUCTION

Friction stir welding (FSW) is a relatively new method for joining of metals. The process has been invented at The Welding Institute (TWI) in Cambridge, UK and patented in December 1991. FSW is a technique, which allows aluminium, lead, magnesium, titanium, steel and copper to be welded, continuously, with a non-consumable tool [1,2]. In FSW, a pin connected to a shoulder is rotated and slowly plunged into the joint line between two pieces of sheet or plate material, which are butted together (Fig. 1a). The parts to be joined have to be firmly clamped in a manner to prevent the abutting joint faces from being forced apart. Frictional heat is generated between the wear resistant welding tool (Fig. 1b) and the material of the work-pieces. This heat causes the latter to soften without reaching the melting point and allows traversing of the tool along the weld line. The plastically deformed material is transferred from the leading edge of the tool to the trailing edge of the tool probe and is forged by the intimate contact of the tool shoulder and the pin profile. It leaves a solid phase bond between the two pieces. The process is a solid phase keyhole welding technique since a hole to accommodate the probe is generated, then filled during the welding sequence [2].

FSW presents several benefits for joining of various alloys, especially of aluminium alloys. One of the most prominent advantages of FSW is that the process is entirely solid state. The heat inputs are small relative to fusion welding techniques such as metal inert gas (MIG), tungsten inert gas (TIG), laser beam and resistance welding. Joining is done at low temperature that eliminates the major problem of conventional welding processes, which must be performed under inert gas to prevent the dissolution of atmospheric gases in the melted material of the joint. The *elimination* of cracking in the weld fusion and heat affected zones (HAZ), weld porosity, filler material and costly weld preparation are further important advantages of FSW. Due to the low temperature of the process, materials such as some Al-Cu-Mg alloys that cannot be welded by fusion processes are easily welded by FSW.

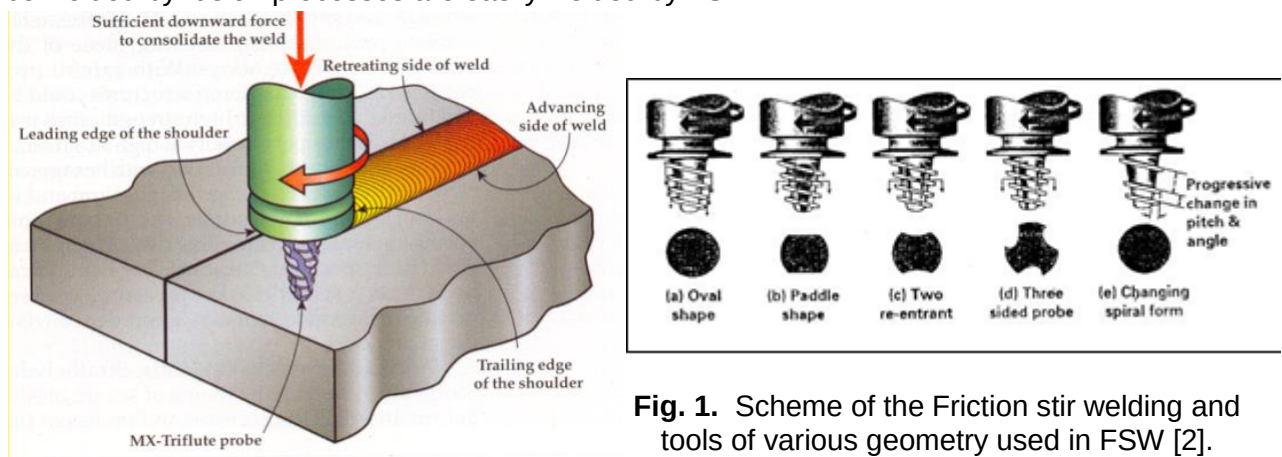


Fig. 1. Scheme of the Friction stir welding and tools of various geometry used in FSW [2].

The advantages of FSW over fusion welding have been recognised by many researchers and industrials. Nowadays, it is intensively developed and many applications in aircraft and marine constructions are known. The paper is aimed at presenting this highly progressive joining method to the Czech engineering audience. The results of the microstructure evaluation and property testing of several FSW joints are presented.



2. EXPERIMENTAL

Sheets of two commercial aluminium alloys were FSW joined: a) the work hardening AlMg4.5Mn0.7 (AA5083); b) the age-hardening AlZn6Mg2Cu (AA7075, AA7475). The welding parameters such as rotation speed during plunging and forward movement, welding speed, axial force, angle of attack and tool geometry were varied and the results obtained at optimum welding conditions are presented.

The following analyses and measurements were carried out:

- a) Metallographic evaluations of samples cut perpendicular to weld axis. Qualitative macro- and micro-characterisation were performed. Mechanical grinding and polishing was applied for sample preparation. Intermetallic phases were examined after etching by 0.5% solution of HF in water. Barker's reagent and polarized light were used for revealing the grain structure. Micrographs were taken at different positions of weld cross-section.
- b) Vickers microhardness (HV0.1) and hardness (HV10) measurements on samples cut perpendicular to weld axis. The measurements were performed along lines parallel to sheet surface at one or two thickness positions.
- c) Tensile tests on samples cut perpendicular to weld line were carried out in accordance with EN 10002-1 and EN 895.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Particles of several intermetallic phases are present in the alloys. The particles of intermetallic phases are coarse and this indicates that all used materials were prepared from direct-chill cast alloys. The coarse insoluble intermetallic particles present in Al alloys are usually harder than the matrix. As FSW induces considerable heating, the aluminium matrix becomes even more plastic and easily flows around the particles. As a result, the process of FSW does not affect the shape and size of these particles.

While FSW does not affect intermetallic particles, the stirring and heating of the material from both sides of joining line significantly changes the features of grain structure. In many cases, the macro-structure of weld cross-section presents a picture shown on the scheme in Fig. 3. Three zones with different microstructure and properties can be distinguished: a) nugget; b) thermo-mechanically affected zone (TMAZ); c) heat affected zone (HAZ).

Typical micrographs of grain structure at different positions of a butt weld of AA5083-H111 sheets of 6.0 mm in thickness are in Fig. 4 a, b, d, e, weld macrograph is in Fig. 4c. The positions, at which micrographs of grains are taken, are indicated on the macrograph. The macrograph of a butt weld of AA7475-T7651 sheet of thickness 1.27 mm is in Fig. 5.

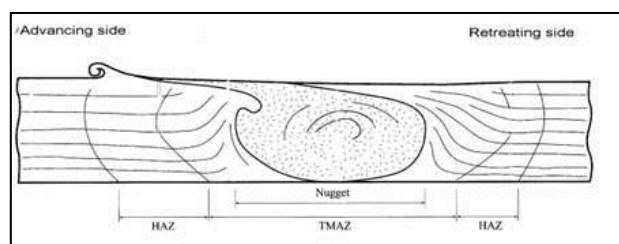


Fig. 3. Schematic representation of different zones affected by the FSW process [2].



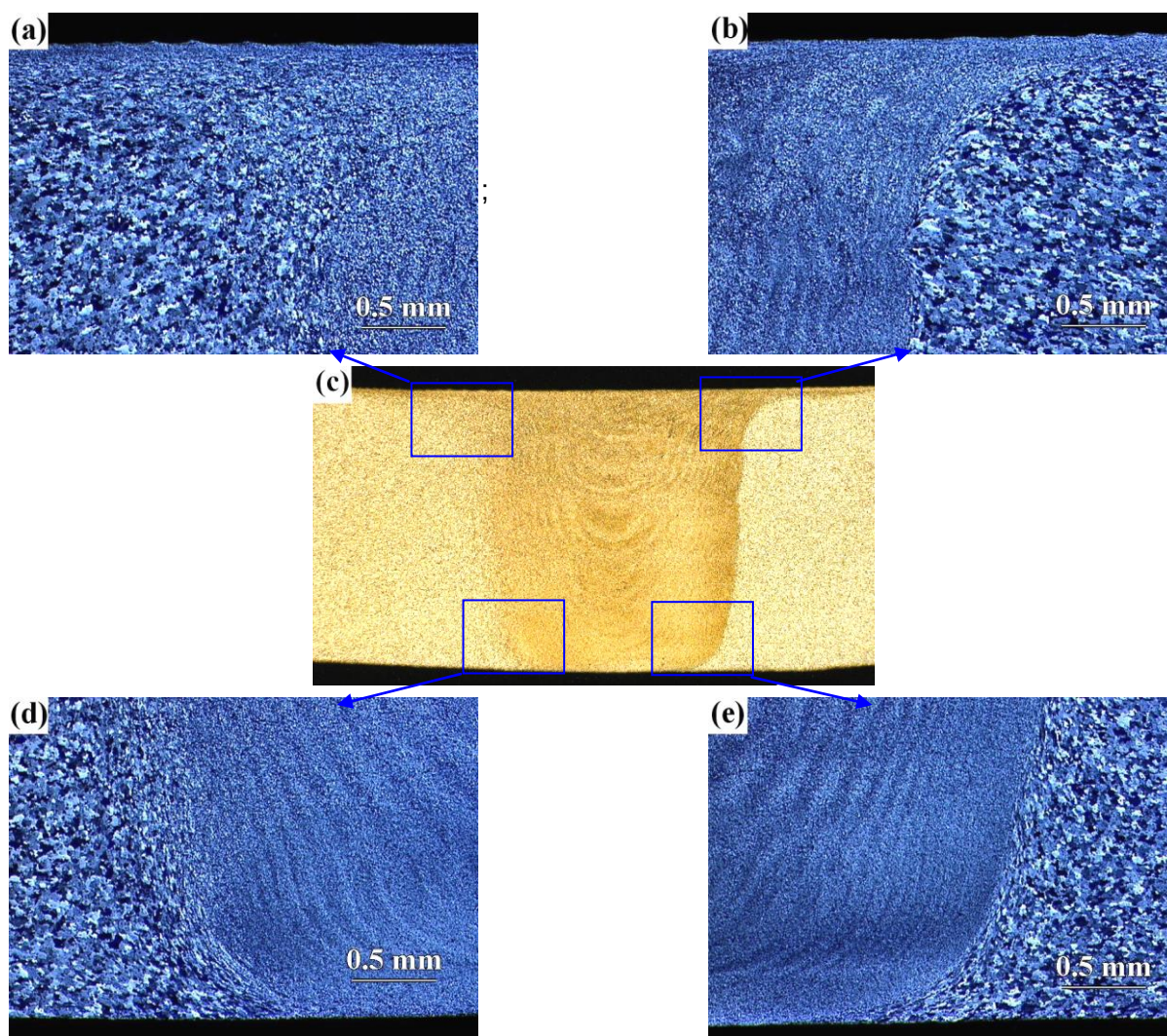


Fig. 4. Macrograph (c) and micrographs (a,b,d,e) of the grain structure of the butt weld of AA5083-H111 sheets of thickness 6.0 mm.



Fig. 5. Macrograph of the butt weld of AA7475-T7651 sheets of thickness of 1.27 mm.

It can be seen from all micrographs that the grains in the nuggets of all FSW welds are much finer than these in parent materials. The nuggets of butt welds of alloy AA5083 present typical "onion rings" pattern (Fig. 4). The TMAZ and HAZ of the welds of AA5083 are not large and they hardly can be distinguished (Fig. 4). This is not the case of AA7075 sheets, in which TMAZ is much larger and can be well seen (Fig. 5). The width of TMAZ is the largest at the top of the weld and the appearance of weld cross-section is completely different from this of alloy AA5083. In FSWs of AA7075 sheet, tool trace cannot be distinguished as in alloy AA5083.

The horizontal hardness profiles across FSW joints of AA5083-H111 sheets are shown in Fig. 6, these of AA7075-T651 sheets are in Fig. 7. The hardness in the centre of FS-weld of AA5083-H111 sheets of thickness of 6.0 mm is higher than in the parent material (Fig.6a). On the other



hand, a decrease in hardness as compared to the parent material is observed in the weld of the sheet 10.0 mm in thickness (Fig. 6b). In AA7075-T651 sheets of 6.0 mm in thickness and AA7475-T7651 (1.27 mm), the hardness inside the weld is lower than in the parent material (Fig. 7). However, a local maximum is observed at weld centre. Smaller, FSW induced, decrease in hardness is observed in the thinner sheet. In the sheet of 10.0mm, the hardness at weld centre is higher than in the parent material and local minima are observed at the interface of weld nugget and TMAZ.

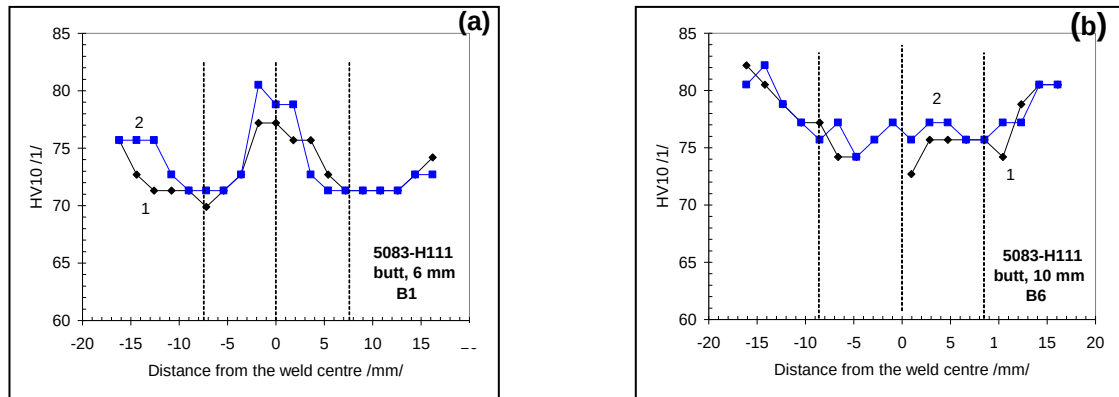


Fig. 6. Horizontal hardness profiles across FRW in butt welds in AA5083-H111 sheets of thickness of 6.0 mm (a) and 10.0 mm (b)

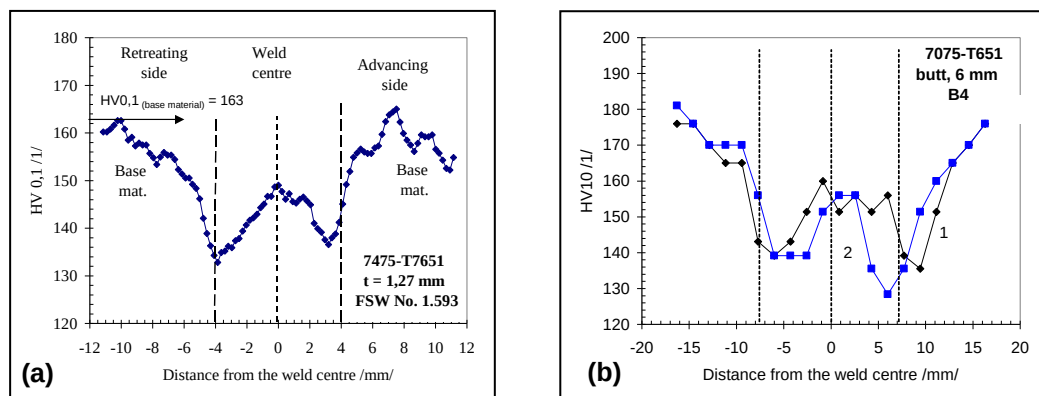


Fig. 7 Horizontal microhardness and hardness profiles across FSW in butt welds: a) AA7475-T7651 sheets of thickness of 1.27 mm; b) AA7075-T651 sheet of thickness of 6.0 mm

The tensile properties of all butt welds are summarised in Tab. 1. The table contains also the properties of parent (base) materials used in welding experiments and information on the position crack initiation. All FSW samples of AA5083 sheets of thickness 6.0 mm broke outside the weld that indicates higher strength of the weld as compared to the parent material. In the sheet of 10 mm in thickness of alloy AA5083, the fracture occurs in the weld and starts at its root. The presence of a crack at the root is the probable cause of its low strength. Damage at welds occurs also in all samples of AlZnCuMg alloys. Weld fracture of AA7475-T7651 sheet of 1.27 mm in thickness occurs at the top surface, at the edge of shoulder trace at retreating side. In the samples of bigger thickness (6.0 and 10.0 mm), the damage initiates at weld root, probably due to small penetration of the pin into sheet thickness. It can be seen from Tab. 2 that the strength of FSW welds in AA5083 and AA7075 6.0 mm sheets are as high as 100% and 72%, respectively, of parent material strength. In the sheets of 10.0 mm in thickness, the strength of welded samples is lower and represents only 80% and 54% of the strength of parent material in alloys AA5083-H111 and AA7075-T651, respectively.



Table 1 Tensile properties of butt FSW joints

Material	Propertis	R _m [MPa]	R _{n0.2} [MPa]	A [%]
2024-T351 t = 1,2 mm	Base mat.	476	330	27,8
	FSW	463	334	16,9
5083-H111 t = 6 mm	Base mat.	312	166	22,0
	FSW	300	153	23,0
5083-H111 t = 10 mm	Base mat.	326	212	19,0
	FSW	260	168	7,0

This paper has given only a few examples of the applications of friction stir welding in the joining of aluminium sheets. The technique of FSW has been extensively developed worldwide and many promising results have been achieved. Many of the drawbacks of the method have already been eliminated. For example, the adverse thermal effect of heating on the proof stress and ultimate strength, especially in age-hardened alloys, can be minimised by appropriate heat extraction by using water cooled fixtures, backing bars with high thermal conductivity and even, making the weld when it is totally submerged in water [1]. It can be concluded that FSW is a promising method of joining of various materials, including joining dissimilar ones, with potential applications in many industrial sectors: aerospace industry, land transportation, railway industry, shipbuilding and marine industries.

4. 4. CONCLUSIONS

Structure and properties prepared by FSP method depend significantly on the type of the alloy, the material thickness and process parameters. Properties after FSP are thus necessary to characterize for every combination of used parameters. The proposal of FSP parameters also depends on purpose of material application.

5. REFERENCES

- [1] **THOMAS, W.M., NICHOLAS, E.D., WATTS, E.R., STAINES, D.G.**, Friction Based Welding Technology for Aluminium. In *Materials Science Forum Vols. 396-402*, Trans. Tech. Publ., Switzerland, 2002, s. 1543-1548.
- [2] **KALLEE, S., NICHOLAS D.**, Friction Stir Welding at TWI, <http://www.twi.co.uk>.

Acknowledgement

This contribution 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

Evoluce zbytkových napětí v ocelovém pásu v průběhu technologie DRECE

Evolution of Residual Stresses in the Steel Strip During DRECE Technology

Vladislav OCHODEK^a, Stanislav RUSZ^a

^a VŠB – Technická univerzita Ostrava, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava – Poruba, ČR,
vladislav.ochodek@vsb.cz, stanislav.rusz@vsb.cz

Abstrakt

Zbytkové napětí patří mezi významné vlastnosti materiálů, které mohou výrazně limitovat jeho užité vlastnosti. Každá výrobní technologie zanechává v materiálu svoji stopu v rozdílné úrovni a rozložení zbytkových napětí. Příspěvek prezentuje měření zbytkových napětí v ocelích v průběhu zpevňování materiálu cyklickou plastickou deformací. Detailně je popsána magnetoelastická metoda založená na Barkhausenově šumu, která umožňuje sledovat vývoj a redistribuci zbytkových napětí v průběhu mnoha cyklových technologických operací. V příspěvku je popsána ověřená metodika nedestruktivního měření zbytkových napětí na uhlíkové oceli po protlačování zalomeným otvorem DRECE (Dual Rolling Equal Channel Extrusion).

Klíčová slova

zbytková napětí, Barkhausenův šum, DRECE

Abstract

Residual stresses are one of the important properties of materials, which can greatly limit its utility properties. Each manufacturing technology leaves in the material mark on different levels and distribution of residual stresses. Paper presents residual stresses measurement in steels during and after deformation structure strengthening mechanism. Are described in detail a method based on the Barkhausen noise, which allows you to the monitor development and redistribution of residual stresses during many cycles technological operations. The paper described the methodology certified non-destructive residual stresses measurement technique in carbon steel after extrusion of DRECE (Dual Rolling Equal Channel Extrusion).

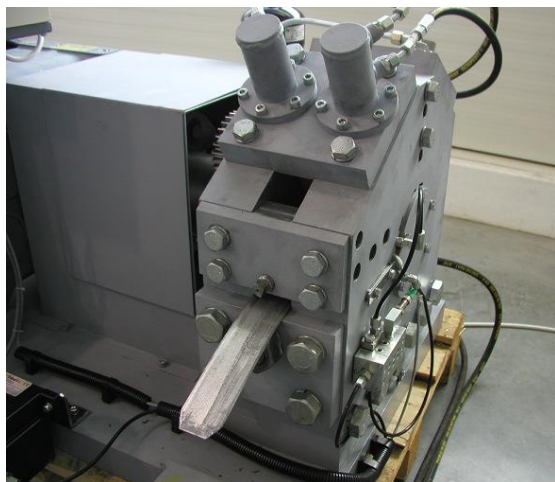
Keywords

residual stress, Barkhausen noise, DRECE

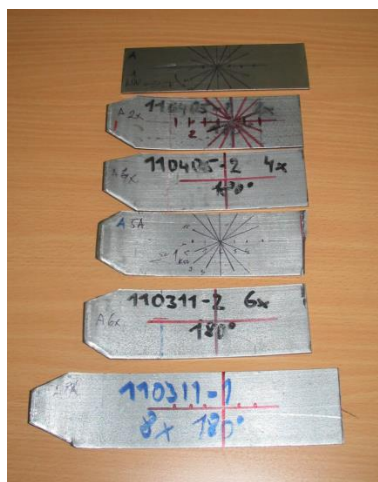


1. ÚVOD

Jedním ze současných trendů ve vývoji nových materiálů je zvyšování jejich mechanických vlastností cyklickou plastickou deformací. Jednou z testovaných technologických variant na pracovišti VŠB TUO je technologie DRECE (Dual Rolling Equal Channel Extrusion) [1,2] viz obr. 1. Pro ověření vybraných vlastností materiálů po aplikaci technologie DRECE byly zvoleny dvě oceli a to 11321 a 12060, které byly podrobeny několikanásobnému zpracování. Analýza zbytkových napětí byla provedena na daných pásech ve výchozím stavu a po několikanásobném zpracování viz obr. 2.



Obr. 1 Čelní pohled na zařízení DRECE



Obr. 2 Sada testovaných vzorků
(V,2,4,5,6,8)

2. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL

Jako experimentální materiál byly zvoleny pásy z oceli 11321 a 12060 tl.2mm šířky 48 mm. Chemické složení a mechanické hodnoty materiálu jsou uvedeny v tabulkách č. 1 - 4.

Tab. 1 Chemické složení materiálu 12060

C	Si	Mn	Al	P	S
(hmotn. %)	(hmotn. %)	(hmotn. %)	(hmotn. %)	(hmotn. %)	(hmotn. %)
0,10	0,03	0,43	0,02	0,030	0,035

Tab. 2 Mechanické vlastnosti oceli 12060-výchozí stav

R_m	$R_{p0,2}$	A_{80mm}	HV10
(MPa)	(MPa)	(%)	
549	373	21,1	176

Tab. 3 Chemické složení materiálu 11321 (DC01) - výchozí stav

C	Mn	P	S
(hmotn. %)	(hmotn. %)	(hmotn. %)	(hmotn. %)
0,1	0,43	0,03	0,03

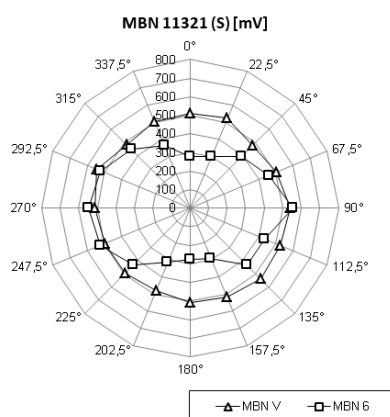


Tab. 4 Mechanické vlastnosti oceli 11321 (DC01) - výchozí stav

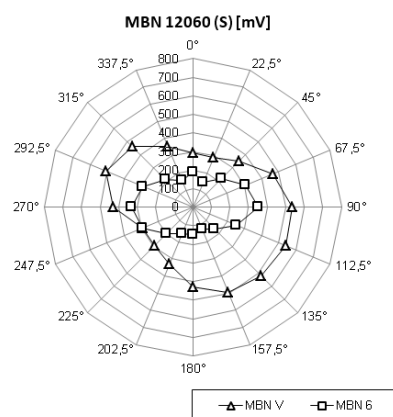
R_m (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	A_{80mm} (%)	HV10
313	174	50,3	88

3. ANALÝZA ZBYTKOVÝCH NAPĚTÍ

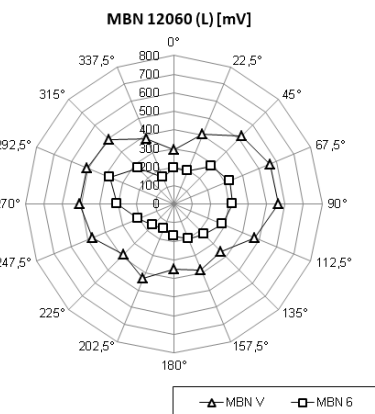
Na zvolených materiálech byla provedena analýza zbytkových napětí magnetoelastickou metodou. Podrobná charakteristika metod měření zbytkových napětí a charakteristika magnetoelastické metody je uvedena v lit. [3-10]. Pro vyhodnocení vlivu technologie DRECE na rozložení zbytkových napětí byly použity vzorky sledovaných ocelí ve výchozím stavu a po šesti násobném průtahu. Stanovení zbytkových napětí bylo provedeno dle metodiky [9,10] ve středu pásu (S) a v levé a pravé části pásu (L,P) umístěné v $\frac{1}{4}$ a $\frac{3}{4}$ šířky pásu. Polární grafy



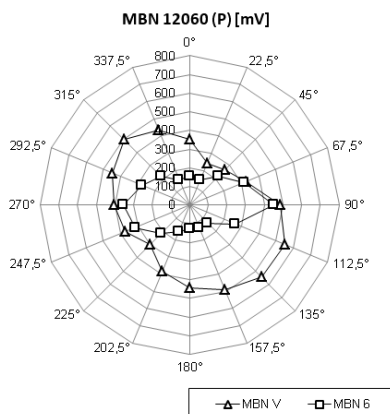
Obr. 3 Polární graf průběhu MBN na vzorku ve výchozím stavu a po šesti cyklech, střed pásu, mat. 11321



Obr. 4 Polární graf průběhu MBN na vzorku ve výchozím stavu a po šesti cyklech, střed pásu, mat.12060



Obr. 5 Polární graf průběhu MBN na vzorku ve výchozím stavu a po šesti cyklech, levá strana pásu, mat. 12060

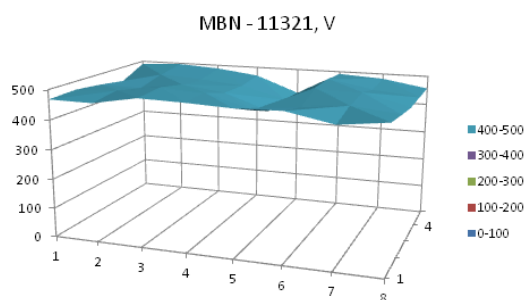


Obr. 6 Polární graf průběhu MBN na vzorku ve výchozím stavu a po šesti cyklech, pravá strana pásu, mat.12060

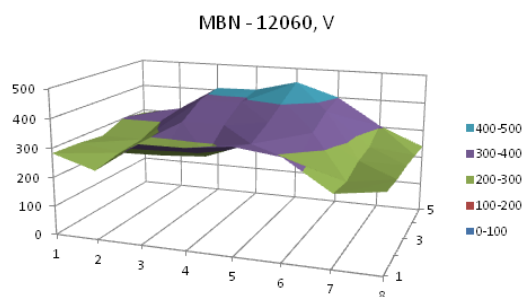
s průběhem magnetického parametru MBN jsou na obr. 3-6. Z grafů je patrné, že materiál 12060 ve výchozím stavu je výrazně méně homogenní s ohledem na redistribuci zbytkových napětí po šířce pásu než je to u mat. 11321. Aplikací šesti průtahu DRECE dochází k vyrovnání rozdílných hodnot zbytkových napětí po šířce pásu s nárůstem tlakových napětí ve směru protahování. Pro ověření plošného rozložení zbytkových napětí po délce pásu bylo provedeno plošné scanování magnetického parametru na površích pásů v 8 směrech vzdálených od sebe 5mm a pěti řezech po šířce pásu vzdálených od sebe 10mm. Na obr. 7 a 8 je zobrazeno plošné



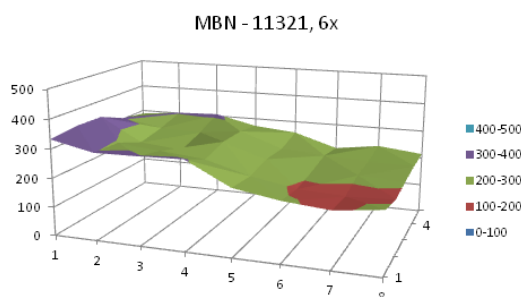
rozložení MBN na pásech ve výchozím stavu (V) a na obr.9 a 10 po šesti průtazích (6x) technologií DRECE.



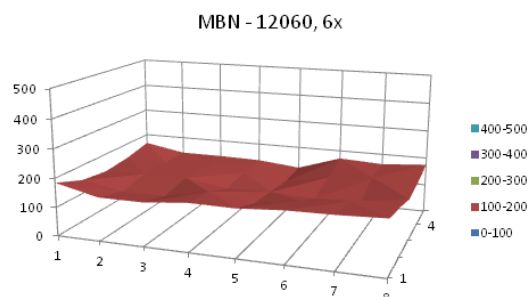
Obr. 7 Rozložení MBN na ploše pásu z oceli 11321 ve výchozím stavu



Obr. 8 Rozložení MBN na ploše pásu z oceli 12060 ve výchozím stavu



Obr. 9 Rozložení MBN na ploše pásu z oceli 11321 po šesti průtazích



Obr. 10 Rozložení MBN na ploše pásu z oceli 12060 po šesti průtazích

4. ZÁVĚRY

Na základě provedených měření lze vyvodit následující závěry. Ve výchozím stavu ocelový pás z oceli 12060 vykazuje výraznější rozdíly zbytkových napětí v okrajových částech pásu než jak je to u materiálu 11321. Příčinou těchto rozdílů jsou pravděpodobně mechanické vlastnosti materiálu a technologie primární výroby pásu. Aplikací postupných cyklů DRECE technologie dochází k vyrovnávání hodnot a nárůstu tlakových napětí ve směru průtahu. V průběhu DRECE technologie dochází k výraznějšímu nárůstu tlakových napětí u materiálu 12060. Absolutní hodnoty tlakových napětí u materiálů 12060 jsou vyšší již po šesti průtazích než u materiálů 11321 po osmi průtazích. Použití magnetoelastické metody umožňuje podrobné zobrazení vlivu jednotlivých technologických kroků při výrobě nových materiálů, umožňuje velmi účelně optimalizovat jednotlivé parametry technologie. V neposlední řadě získané informace o rozložení zbytkových napětí umožňují efektivní nasazení daných materiálů v reálných průmyslových aplikacích.

5. LITERATURA

- [1] RUSZ, S., MALANÍK, K. KEDROŇ, J., SKOTNICOVÁ, I. Nové poznatky z vývoje a zkušenosti zkušebního provozu prototypového zařízení DRECE. In. Nanocom 2009, 20-22.10.2009, Rožnov pod Radhoštěm, ISBN 978-80-87294-12-3
- [2] RUSZ, S., MALANÍK, K. KEDROŇ, J., TYLŠAR, S., STEIND, J. Zařízení DRECE - nová konstrukce nástroje pro výrobu UFG materiálů. In. Kovarenství, 2010, č.38, ISSN 1213-9289
- [3] "Measurement of Residual Stress by Hole Drilling Method". Techn. Note TN-503-5 firmy Vishay zr. 1985



- [4] OCHODEK, VI. MALEC, J. Využití Barkhausenova šumu ke kontrole a optimalizaci procesu broušení. In. Strojírenská technologie, roč. XI, č.3, s.17-21
- [5] OCHODEK, VI. KLIMPEL, A. Application of Barkhausen Noise to Calibration Advance FEM Simulation Welding and Heat Treatment. In. 5th International Conference on Barkhausen Noise and Micromagnetic Testing, June 2-3, 2005, Petten, pp.91-99. The Netherlands, ISBN 951-98400-6-0
- [6] OCHODEK, VI.. Residual stress evaluation in spirally welded pipes for gas pipeline. Residual stress evaluation in spirally welded pipes for gas pipeline. In. 6th International Conference on Barkhausen Noise and Micromagnetic Testing, ICBM 6, 9-10 July 2007, Valenciennes, University of Valenciennes, France, ISBN 978-951-98400-9-3
- [7] Macura, P., Kubala, R., Ganey, N., Kolařík, K., Ochodek, VI. Zbytková napětí při kontaktní únavě materiálu. In. Experimental Stress Analysis 2007, ZÚ Plzeň, květen 2007, ISBN 978-80-7043-562-6
- [8] Linhart, V., Sigmundová, J., Ochodek, VI. Some comparison of residual stress measurements on pressurised pipes by the hole drilling gage and magnetoelastic method. In. 24th Danubia Adria, Advances in Experimental Method, Sibiu, Romania, ISBN 978-973-739-456-9
- [9] OCHODEK, VI. Analýza zbytkových napětí po aplikaci technologie DRECE-ověření metodiky. Nepublikované výsledky. VŠB TU Ostrava, prosinec 2011
- [10] OCHODEK, VI., Ruzs, S. Metodika měření zbytkových napětí v ocelích se zjemněnou strukturou. In. ODF1. Ostravice, 2012

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

Vývoj metody ECAP

Development of ECAP method

Stanislav RUSZ

VŠB – Technická univerzita Ostrava, 17. Listopadu 15, 708 33 Ostrava – Poruba, ČR,
stanislav.rusz@vsb.cz

Abstrakt

Výzkumem a technologií výroby UFG materiálů a nanomateriálů se v současné době zabývá mnoho vědeckých a výzkumných pracovišť průmyslově vyspělých zemí. Je zkoumáno několik principů technologických postupů, jejich vliv na mikrostrukturu materiálů a na provozní podmínky procesu. Dostupné literární zdroje uvádějí nejznámější a nejčastěji užívané SPD technologie. Všechny výzkumy týkající se těchto technologií jsou ve stavu základního i aplikovaného výzkumu. Ověřuje se jejich možnost zavedení do praxe ve vytipovaných odvětvích průmyslové výroby. Jednotným trendem vývojových prací, bez ohledu na sledovanou technologii, je optimalizace tvářecího procesu pro získání co největšího objemového množství zpracovávaného materiálu, v technologicky co nejsnazší cestě (co nejmenším počtu průchodů). V neposlední řadě jde o možnost uplatnění nových technologií v provozní praxi – kontinuálním výrobním procesu.

Klíčová slova

Metoda ECAP, geometrie kanálů, slitiny Al, mechanické vlastnosti, metalografická analýza

Abstract

Numerous scientific and research institutions of industrially developed countries are currently engaged in research and technology of UFG materials and nanomaterials. Several principles of technological processes are being investigated, as well as their influence on the microstructure of materials and on the operating conditions of the process. The available literature sources indicate the best known and the most frequently used SPD technologies. All the research works of dealing with these technologies are in a state of basic and applied research. Possibility of their implementation into practice in selected sectors of industrial production is being verified. Uniform trend of development works, regardless of the given technology, consists in optimisation of the forming process in order to obtain the largest possible amount of volume of the processed material in the technologically simplest way (minimum number of passes. Last but not least, it concerns also a possibility of application of new technologies in industrial practice – in a continuous production process.

Keywords

ECAP method, channel geometry, Al alloys, mechanical properties, metallographic analyze



CZ.1.07/2.3.00/20.0038

1. ZÁKLADNÍ METODY VÝROBY UFG A NANO MATERIÁLŮ

Pro dosažení jemnozrnné struktury materiálů je možno použít několika metod, přičemž základním problémem zůstává technologie jejich přípravy. Dalším problémem je zvýšení odolnosti materiálu proti růstu zrna při tváření za tepla nebo tepelném zpracování, což je v mnoha případech nutnou podmínkou pro další realizaci tvářecích procesů. Používané metody přípravy UFG materiálů můžeme rozdělit do dvou skupin - na vícestupňové metody a jednostupňové metody [1,2].

1.1 Jednostupňové metody

- Naprašování (sputtering)
- Napařování elektronovým paprskem
- Pulzní laserová ablace
- CVD (chemical vapour deposition)
- Napařování plazmou (plasma thermal spraying)
- Elektrodepozice
- Termomechanické zpracování (používané především u ocelí)

1.2 Vícestupňové metody

Vícestupňové metody charakterizujeme jako postup výroby, který využívá syntézu (proces spojení dvou nebo také více částí do jednoho celku) ultra-jemných částic nebo také nano-částic s následujícím zhutněním do vzorků nebo polotovarů. U této metody jen nutno vzít v úvahu vysoký výskyt defektů, které jsou pro výrobu nežádoucí.

Syntéza částic:

kondenzace částic z přesycených par, chemické metody, mechanické mletí, mechanické legování

Způsoby zhutnění:

izostatické lisování za tepla (HIP – Hot Isostatic Pressing), lisování za tepla ve vakuu, dynamické zhutňování (shock – wave consolidation), slinování (sintering)

2. VYUŽITÍ SPD METODY PRO VÝROBU KOVOVÝCH UFG MATERIÁLŮ

Proces SPD (Severe Plastic Deformation) je charakterizován dosažením vysokého stupně plastické deformace v materiálu za účelem podstatného zjemnění zrna. Z mnoha dříve publikovaných prací plyne, že proces zjemňování zrna při plastické deformaci má původ v dislokačních aktivitách [1,3,4]. Při rozvoji plastické deformace v materiálech dochází v jejich zrnech k tvorbě mřížkových deformací o vysoké hustotě dislokací. Tyto dislokace se poté navzájem shlukují do seskupení, které je závislé na typu krystalické struktury. Vzájemné působení dislokací vede ke vzniku subzrn s malouhlovými hranicemi. S rozvojem plastické deformace dochází k dalšímu vývoji těchto subzrn a následné tvorbě vysokoúhlových hranic, které rozdělují původní zrna. Při působení plastické deformace dochází k pohybu hranic zrn [1,5].

3. PŘEHLED ZÁKLADNÍCH METOD VYUŽÍVAJÍCÍCH PROCES SPD

Při výrobě UFG materiálů procesem SPD je základním cílem dosažení změny velikosti zrn řádově z několika desítek μm na velikost 100 – 500 nm. Při vlastním procesu plastické deformace dochází k vývinu intenzivních smykových deformací a vysokému zpevnění



tvářeného materiálu. Dochází k podstatnému zvýšení mechanických vlastností při zachování nebo mírném poklesu tvárnosti. Materiálů s na ultra-jemnozrnnou strukturu se využívá pro výrobu strojních součástí především v automobilovém, leteckém a zbrojním průmyslu. Tyto materiály je možno následně i superplasticky tvářet.

Pro dosažení rovnoměrné UFG struktury je nutno dodržet tyto základní podmínky:

intenzita deformace ϵ_i musí dosáhnout hodnot cca 4 až 10 a více, tváření musí být prováděno při nízkých homologických teplotách, rovnoměrné vytvoření ultrajemnozrnné struktury v celém objemu tvářeného materiálu (stabilita vlastností), materiál, po aplikaci extrémní plastické deformace musí být zcela bez vad [2,7]..

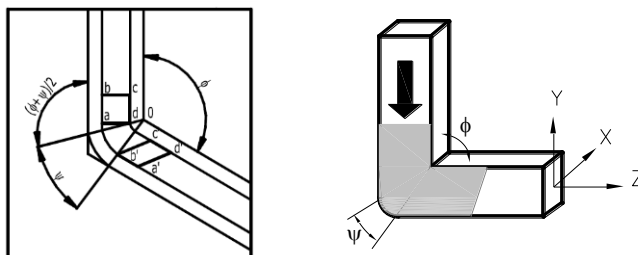
Mezi základní metody přípravy velmi jemnozrnné struktury řadíme [3,7]:

- High Pressure Torsion (Krut spojený s vysokým tlakem)
- Cyclic Extrusion Compression (Cyklické protlačování a pěchování)
- Cyclic Channel Die Compression (Cyklické pěchování v kanále)
- Continuous Extrusion Forming (Kontinuální vytlačování spojené s pěchováním)
- Accumulative Roll Bonding (Vícenásobné dělení a válcování)
- Constrained Groove Pressing (Omezené tvarové lisování)
- Dissimilar Channel Angular Pressing – C2S2 (Válcování + proces ECAP)
- Equal Channel Angular Extrusion /Pressing (Protlačování rovnostrannými kanály)

4. TECHNOLOGIE ECAP (EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING)

Metoda ECAP, tedy metody, která využívá protlačování rovnostranným pravoúhlým kanálem. Byla navržena mezi 70. a 80. lety dvacátého století, kdy ji jako první navrhl V.M.Segal. O rozvoj této technologie se zasloužil především R.Z.Valiev [6,7]. Tato metoda využívá vysokého přetvoření vzorku kruhového nebo čtvercového průřezu bez změny jeho průřezu. Protlačovaný vzorek, je mazán v první fázi mazán speciálním mazivem na bázi grafitu (protlačování za studena) a následně vložen do nástroje ECAP. V nástroji je umístěna speciální matrice ve tvaru L, (viz obr. 2), do které je vzorek vložen. Střížné namáhání je vyvozeno geometrií kanálu v průchodu vertikální do horizontální části kanálu (viz obr. 1). Z toho je patrné, že oba kanály mají vzájemný úhel 90°. Je známo několik konceptů tvaru matrice, ve které jsou napojeny kanály pod úhlem 90°. V současné době se jeví úhel napojení kanálů 90° jako optimální. Velikost deformace je především funkcí úhlu přechodu dvou kanálů Φ a úhlu vnějšího zaoblení kanálu Ψ , který je v místě protnutí obou kanálů (viz.obr.1). Vlastní pracoviště ECAP a detaily tvářecího nástroje jsou uvedeny na obr. 2. Základní vztah pro výpočet intenzity deformace je uveden v rovnici 1.

$$\epsilon_i = \frac{2 \cdot n}{\sqrt{3}} \cdot \left[\cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \psi \cdot \frac{1}{\sin\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right)} \right] \quad (1)$$



Obr. 1 Schéma metody ECAP





a)



b)



b)



d)

Obr. 2 Metoda ECAP a) vlastní pracoviště, b) detail tvářecího nástroje, c) tvary průtlačníků, d) objímka nástroje ECAP s vložkou

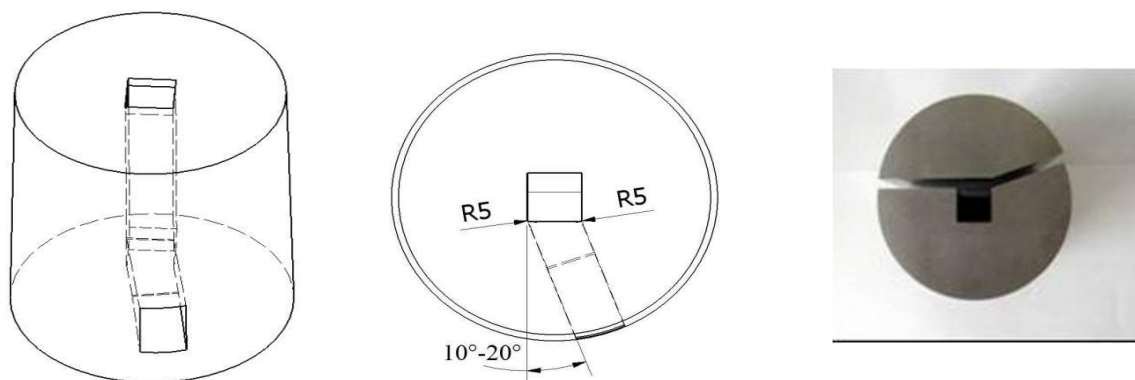
4.1 Vývoj nástroje ECAP

V jednotlivých etapách konstrukčního řešení byla provedena změna geometrie kanálu ECAP, umožňující dosažení daleko vyššího stupně přetvoření pomocí změny cesty deformace v jednom průchodu nástrojem. Výsledkem je nárůst stupně deformace umožňující vyšší zjemnění zrna a tímto zlepšení efektivity procesu vícenásobné plastické deformace. Konstrukční úprava se týká horizontálního kanálu, který byl vychýlen o 10° a 20° vzhledem k horizontální ose (viz obr. 3 – nový nástroj ECAP) [8,9]. Nová koncepce nástroje byla nazvána EHAD - Extrusion with High Amount of Deformation (protlačování s vysokým stupněm deformace). Experimenty jsou prováděny na hydraulickém lise DP 1600 kN, který je vybaven servopohonem umožňujícím plynulou regulaci změny rychlosti tvářecího nástroje a tím i deformační rychlosti, pomocí řídicího systému a programu.



První etapa řešení vložky nástroje ECAP

Byly konstrukčně navrženy a vyrobeny tvářecí nástroje nástroj s novou geometrií kanálu. Vnější rádius kanálu $R_1 = 2,5 \text{ mm}$, vnitřní rádius kanálu $R_2 = 0,2 \text{ mm}$, úhel napojení vertikální s horizontální částí kanálu $\phi = 90^\circ$ (1. varianta), 105° (2. varianta – pro obtížněji tvářitelné materiály). Vnější úhel rádia kanálu $\psi = 90^\circ$, 75° . Při napojení horizontálního a vertikálního kanálu je použito boční zaoblení $R = 5 \text{ mm}$ a spodní kanál nástroje je vychýlen o 10° a 20° a mírně rozšířen ve výstupní části (viz obr. 3). Rozměry zkoušených polotovarů byly zvětšeny z původních $10 \times 10 \times 42 \text{ mm}$ na $15 \times 15 \times 60 \text{ mm}$ [8].

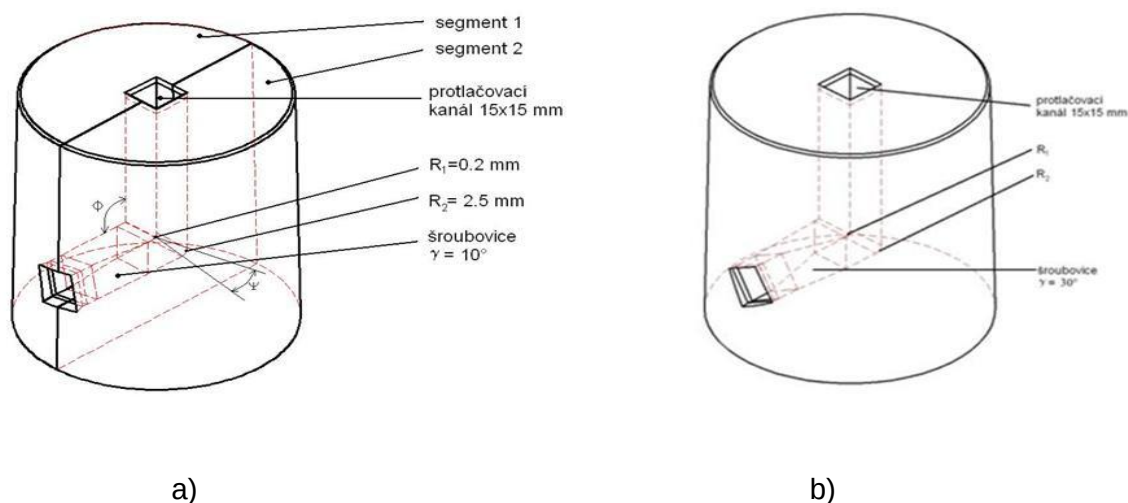


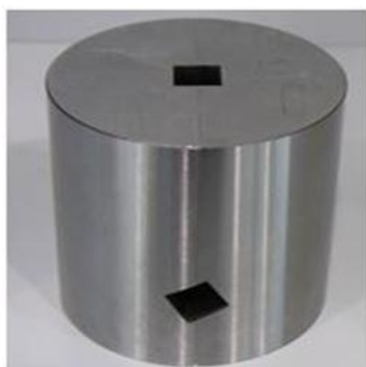
Obr. 3 Schéma první fáze vývoje vložky nástroje ECAP (vychýlení horizontálního kanálu o 10° a 20°)

Při dané úpravě dochází ke zvýšení stupně přetvoření materiálu a tímto i k zefektivnění procesu SPD (potřebná střední velikost zrna je dosažena menším počtem průchodů).

Druhá etapa řešení vložky nástroje ECAP

Nová koncepce nástroje využívá spojení klasického rovnostranného pravoúhlého protlačování spojeného s protlačováním krutem - princip ECAP + TE (Twist Extrusion). V první fázi řešení byla navržena geometrie šroubovice se stoupáním 10° z hlediska ověření funkčnosti. Následně byla provedena konstrukční úprava – zvýšení úhlu stoupání šroubovice na 30° s cílem zvýšení efektivity procesu zjemňování zrna [9,10]. Výhodou zabudované šroubovice je vyvození protitlaku, které má za následek zvýšení stupně deformace a tedy podstatné zjemnění struktury zrna při menším počtu průchodů nástrojem ECAP vzhledem k dříve použitým tvarům. Nástroj má tyto parametry: poloměry zaoblení $R_1 = 2,5 \text{ mm}$, $R_2 = 0,5 \text{ mm}$, $\phi = 90^\circ$, $\psi = 90^\circ$, $\gamma = 30^\circ$. Schematické zobrazení je uvedeno na obr. 4



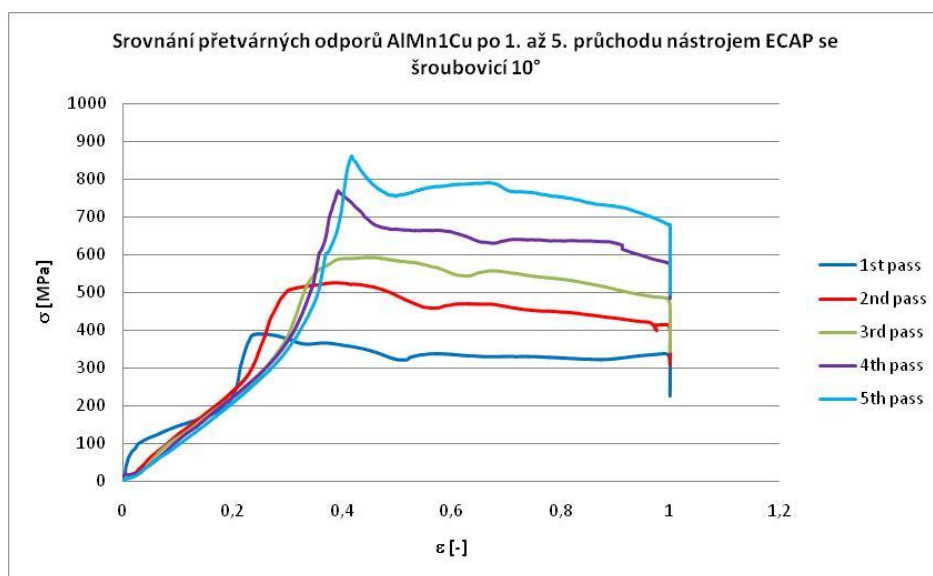


c)

Obr. 4 Nástroj se zabudovanou šroubovicí s úhlem stoupání a) 10 °, b) 30°, c) tvar nástroje

5. EXPERIMENTÁLNÍ OVĚŘENÍ ZJEMNĚNÍ ZRNA U SLITINY AlMn1Cu DOSAŽENÉ PROCESM ECAP S VLOŽENOU ŠROUBOVICÍ (ÚHEL STOUPÁNÍ 10°)

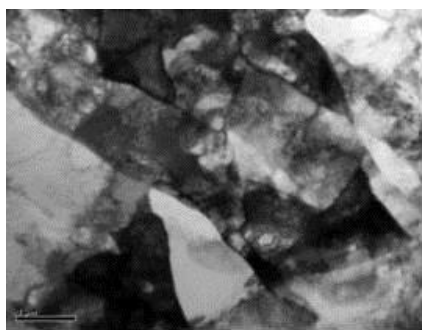
Pro vlastní experimenty byla vyrobena nová vložka tvářecího nástroje umožňující protlačovat polotovar s rozměry 15 × 15 × 60 mm. Byla ověřována slitina AlMn1Cu. Na obr. 5 je uveden vliv počtu průchodů na průběh křivky přetvárného odporu. Byla jednoznačně prokázána efektivita nového konstrukčního řešení (100% nárůst přetvárného odporu v 5. průchodu oproti 1. průchodu) [9, 10].



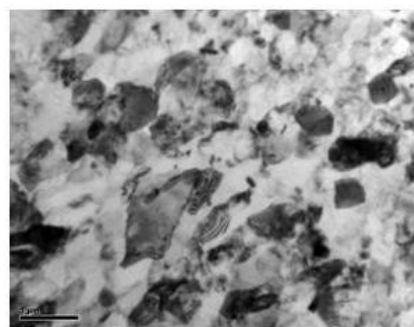
Obr. 5 Vliv počtu průchodů na průběh křivek zpevnění u procesu ECAP s vloženou šroubovicí



5.1 Metalografická analýza struktury slitiny AlMn1Cu – klasická geometrie, vychýlení kanálu 20°, šroubovice 10

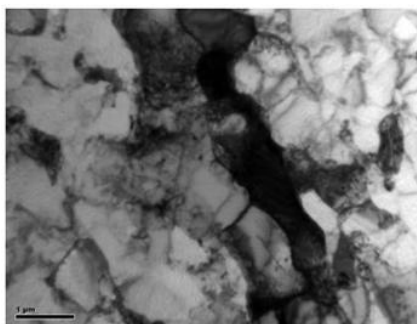


a)

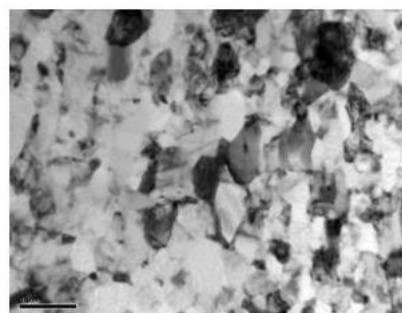


b)

Obr. 6 TEM analýza – klasický kanál 90°, a) výchozí stav, b) struktura po 5. průchodů

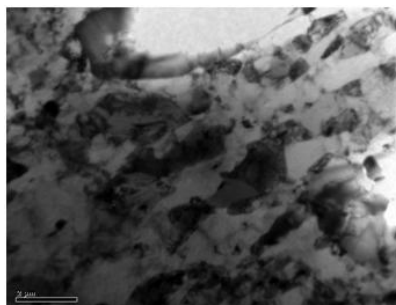


a)

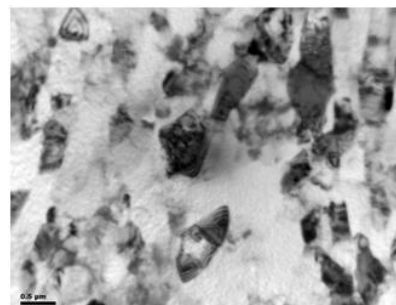


b)

Obr. 7 Analýza na TEM: a) první průchod (kanál s vychýlením 20°), b) struktura po 5. průchodu (vychýlení 20°)



a)



b)

Obr. 8 Analýza na TEM, a) struktura po 5. průchodu, b) struktura po 5. průchodu (kanál s vloženou šroubovicí 10°)

5.2 Hodnocení

U klasické geometrie kanálu po pátém průchodu nástrojem ECAP se ve struktuře vyskytují malá zrna s velkou desorientací (viz obr. 6b). Nedochozí ke vzniku defektů uvnitř zrn, což iniciuje proces částečné rekrystalizace během procesu protlačování. Vyskytují se intermetalické inkluze v blízkosti malých zrn. Výsledná struktura po 5. průchodů je značně heterogenní. Velikost zrn se pohybuje v rozmezí 500 – 700 nm (viz obr. 7b) [10]. Při vychýlení horizontálního kanálu o 20° vzhledem k vertikální ose se ve struktuře vyskytují intermetalické precipitáty velikosti do 4 μm . Střední velikost zrna dosahuje hodnot 200 – 600 nm. Byla prokázána značná desorientace mezi zrna. Není dosažena jednotná orientace zrn (SAED analýza). Nejvyšší rozdrobení zrna bylo dosaženo při použití zcela nové, doposud nepublikované geometrie nástroje ECAP



(vložená šroubovice do horizontální části kanálu). Z analýzy na TEM je patrný výskyt inkluzí, ale v daleko menším měřítku. Struktura po 5. průchodu ve srovnání s jinými geometriemi kanálu vykazuje daleko vyšší homogenitu (viz obr. 8b). Nedochází ke vzniku defektů po hranicích ani uvnitř zrn. Dochází k intenzivní rekrystalizaci zrn. Střední velikost zrna dosahuje hodnoty v rozmezí od 100- 400 nm.

Byl jednoznačně prokázán přínos nového konstrukčního řešení kanálu ECAP na zvýšení efektivity procesu SPD. Požadované zjemnění zrna u slitiny AlMn1Cu bylo dosaženo.

6. LITERATURA

- [1] Gutkin, M.Yu., Ovidko, I.A. and Pande, C.S. Theoretical models of plastic deformation processes in nanocrystalline materials, Reviews on Advanced Materials Science, September 2001, vol. 2, p. 80 - 102
- [2] M. Furukawa, Z. Horita, H.G. Langdon, Factors influencing the shearing patterns in equal-channel angular pressing, Materials Science and Engineering A332 (2002) 97-109.
- [3] ZHU, T.Y., LANGDON, T.G. The Fundamentals of Nanostructured Materials Processed by Severe Plastic Deformation, JOM, Oct. 2004, p.58-63
- [4] LIANG, W.; et al. Transformation matrix analysis on the shear characteristics in multi-pass ECAP processing and predictive design of new ECAP routes. Materials Science and Engineering, August 2010, vol. 527, p. 5557 – 5564. ISSN 0921 – 5093.
- [5] BEYGELZIMER, Y.; et al. Planar Twist Extrusion versus Twist Extrusion. Journal of Materials Processing Technology, March 2011, vol. 211, p. 522 – 529. ISSN 0924 – 0136.
- [6] SRINIVASAN, R. (PI); et al. Continuous Severe Plastic Deformation Processing of Aluminum Alloys: Final Technical Report. Ohio: Wright State University, 2006. p.1- 68
- [7] VALIEV, R. Z.; et al. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. Progress in Materials Science, September 2006, vol. 51, p. 881 – 981. ISSN 0079-6425.
- [8] Rusz, S., et al. Zefektivnění procesu vícenásobné plastické deformace. METAL 2008 [online]. VŠB – TU Ostrava, Czech Republic, 2008, [cit. 2012-05-17]. č. 5., 8 s., Dostupné z: <http://www.nanotechnologie.cz/storage/Rusz.pdf>
- [9] Rusz, S., Kedroň, J., et al. Simulace protlačování slitin Al nástrojem ECAP s upravenou geometrií a porovnání s experimenty. NANOCON 2010 [online]. VŠB – TU Ostrava, Czech Republic, 2010, [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: http://www.nanocon.cz/files/proceedings/nanocon_10/lists/papers/503.pdf
- [10] Rusz, S., et al.. Závěrečná zpráva projektu GAČR Vývoj nové technologie využívající vysoký stupeň deformace pro výrobu ultra-jemnozrnných materiálů č. 101/08/1110, 2011, p. 1-21

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.

