

Pokroky matematiky, fyziky a astronomie

Pavel Lukáč

Superplasticita a její praktické užití

Pokroky matematiky, fyziky a astronomie, Vol. 36 (1991), No. 2, 91--106

Persistent URL: <http://dml.cz/dmlcz/139670>

Terms of use:

© Jednota českých matematiků a fyziků, 1991

Institute of Mathematics of the Academy of Sciences of the Czech Republic provides access to digitized documents strictly for personal use. Each copy of any part of this document must contain these *Terms of use*.



This paper has been digitized, optimized for electronic delivery and stamped with digital signature within the project *DML-CZ: The Czech Digital Mathematics Library* <http://project.dml.cz>

Literatura

- [1] I. DVOŘÁK, J. ŠIŠKA: *Teorie deterministického chaosu a její aplikace v biologických a lékařských vědách*. Studijní materiály zimní školy ČSVTS, Alšovice, 1987.
- [2] HAO-BAI-LIN: *Chaos*. World Scientific, Singapore, 1984.
- [3] P. CVITANOVIČ: *Universality in Chaos*. Adam Hilger, Bristol, 1984.
- [4] H. G. SCHUSTER: *Deterministic Chaos. An Introduction*. Physik-Verlag, Weinheim, 1984.
- [5] A. V. HOLDEN: *Chaos*. Manchester University Press, Manchester, 1986.
- [6] L. P. KADANOFF: *Roads to chaos*. Phys. Today., 46 (1893).
- [7] R. MAY: *Simple mathematical models with very complicated dynamics*. Nature, 261 (1976), 459.
- [8] I. PROCACCIA: *Universal properties of dynamically complex systems: the organization of chaos*. Nature 333 (1988), 618.
- [9] R. MAY: *Detecting density dependence in imaginary words*. Nature 337 (1989), 16.
- [10] S. GROSSMAN, G. MAYER-KRESS: *Chaos in international arms race*. Nature, 337 (1989), 701.
- [11] K. PACNER: *Zákony chaosu*. Mladá fronta 47, 22. 11. 1986.
- [12] P. BRUNOVSKÝ: *Bifurkácie negradientných dynamických systémov*. PMFA 2 (1982), 74.
- [13] M. MACHÁČEK: *Teorie dynamických systémů*. PMFA 3 (1982), 162.
- [14] F. TAKENS: *Detecting strange attractors in turbulence*. V.: *Dynamical Systems and Turbulence*. Lecture Notes in Mathematics 898, p. 366, Warwick, 1980.
- [15] E. N. LORENZ: *Deterministic Nonperiodic Flows*. J. Atmos. Sci., 20 (1963), 130.
- [16] M. HÉNON: *A two dimensional mapping with a strange attractor*. Commun. Math. Phys. 50 (1976), 69.
- [17] J. H. CURRY: *On the Hénon transformation*. Commun. Math. Phys. 68 (1981), 129.
- [18] J. L. KAPLAN, J. A. YORKE: *Preturbulence: a regime observed in a fluid flow model of Lorenz*. Commun. Math. Phys., 67 (1979), 93.
- [19] F. LEDRAPPIER: *Some relations between dimension and Liapunov exponents*. Commun. Math. Phys., 81 (1981), 229.
- [20] L. S. YOUNG: *Dimension, entropy and Liapunov exponents*. Ergod. Theory Dynam. Syst., 2 (1982), 109.

Superplasticita a její praktické užití

Pavel Lukáč, Praha

1. Úvod

Jednou z charakteristických vlastností kovových materiálů je jejich plastické chování. Za působení vnějších sil se mohou deformovat plasticky, trvale. Velmi často se zákoni-

Prof. RNDr. PAVEL LUKÁČ, DrSc. (1935) je vedoucím katedry fyziky kovů na MFF UK v Praze, Ke Karlovu 5, 121 16 Praha 2.

losti plastické deformace polykrystalických materiálů studují v tahové zkoušce s konstantní rychlostí prodloužování, tj. $dL/dt = \text{konst}$, kde původní délka vzorku L se během časového intervalu dt prodloužila o dL . V tahové deformační zkoušce s konstantní rychlostí prodloužení se sleduje závislost skutečného napětí σ na skutečné deformaci ε . Obě veličiny jsou definovány takto:

$$(1) \quad \sigma = F/S,$$

$$(2) \quad \varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln(L/L_0),$$

přičemž F je velikost působící síly ve směru osy vzorku (používá se obvykle osově symetrický vzorek), S je okamžitý průřez vzorku a L_0 , resp. L jsou počáteční, resp. okamžitá délka vzorku. Pro naše další úvahy bude důležitá deformační rychlost $\dot{\varepsilon}$, kterou obdržíme z rovnice (2) časovou derivací skutečné deformace, tj.

$$(3) \quad \dot{\varepsilon} = d\varepsilon/dt = (1/L)(dL/dt) = \dot{L}/L.$$

Je zřejmé, že $\dot{\varepsilon}$ se s deformací mění, protože L s rostoucí deformací roste. V dalším budeme uvažovat – pokud nebude řečeno jinak – počáteční deformační rychlost (v rovnici (3) místo L vystupuje L_0).

Většina kovových polykrystalických materiálů se pod vlivem působícího jednoosového napětí v tahu deformuje na několik málo procent poměrného prodloužení $(L - L_0)/L_0$. Potom dochází k zaškrcení a lomu. V technické praxi se udává tažnost A definovaná vztahem

$$(4) \quad A = (L_f - L_0)/\dot{L}_0,$$

kde L_f je délka vzorku po přetržení. Tažnost je obvykle 5 až 50 % podle podmínek pokusu.

Dnes je však už známý velký počet kovů a slitin, které se při zvýšených teplotách za působení nízkého napětí deformují extrémně, aniž dojde k lomu. Tento jev se nazývá superplasticita (supratvárnost). Poměrná deformace dosahuje několik stovek i několik tisíc procent.

Snad první zmínka o „enormním prodloužení“ patří Bengoughovi, který se ve své poznámce k článku Rosenhaimovu a Ewenovu [1] v roce 1912 zmiňuje o tom, že „jistá speciální mosaz byla vytažena do tenké špičky, podobně jako by se chovalo sklo, dosahujíc enormního prodloužení“. Podle originálního článku [2] Bengough studoval $\alpha + \beta$ mosaz a při teplotě 700 °C bylo dosaženo maximálního prodloužení 165 %. V roce 1920 Rosenhaim, Haughton a Bingham [3] začali sérii experimentů zabývajících se deformačním chováním slitin, které vykazovaly „viskózní vlastnosti mezi sklem a smolou“. Šlo o ternární eutektikum zinku, hliníku a mědi s jemným zrnem. Později Jenkins [4] naměřil tažnost až 400 % u pájek kadmium-zinek a cín-olovo, deformovaných při teplotě kolem 0,8 T_E , kde T_E je eutektická teplota v kelvinech. Série pokusů završilo systematické studium eutektických slitin cín-olovo a vizmut-cín, které prováděl Pearson. Ve svém článku [5], publikovaném v roce 1934, uvedl, že na vzorku eutektické slitiny vizmut-olovo s jemným zrnem dosáhl neobvykle velké

tažnosti 1950 %. Tento výsledek se objevil v pozdějších přehledových člancích a často se Pearson uvádí jako první, kdo objevil superplasticitu.

K znovuobjevení velké tažnosti kovových slitin došlo v pracích Bočvarových a Sviderské [6–9]. Ti zavedli poprvé pro plasticitou deformaci s velkou tažností termín „sverchplastičnost“, který se pak ujal mezinárodně (angl. superplasticity, něm. Superplastizität). Jako první rovněž upozornili na význam zotavovacího procesu. Bočvar a Sviderskaja studovali plastickou deformaci slitin zinku s 15 až 20 hm% hliníku, což je blízko eutektoidního složení.

Velký rozmach studia superplastického chování začal po roce 1962, kdy vyšel obsažný přehledový článek Underwoodův [10]. I Guinnessova kniha světových rekordů [11] uvádí údaj o maximální tažnosti. Do nedávna světový rekord patřil Ahmedovi a Langdonovi [12], kteří na slitině Pb-62 hm% Sn naměřili tažnost 4850 %. Rekord se ze Spojených států přestěhoval do Japonska [13, 14]. Na vzorcích komerční hliníkové bronze (Cu-10 hm% Al) byla naměřena tažnost 5 500 %. A to jistě nejsou konečné hodnoty, protože možno věřit osobním sdělením Langdonovým a Higashiho, podle nichž v jejich laboratořích byly naměřeny hodnoty tažnosti téměř 8 000 %. To je fantastické – vzorek o délce 1 cm se natáhne na délku 79 cm. Většina superplastických slitin vykazuje tažnost mezi 300 až 1 000 %, což je dostatečné i pro tváření těchto kovů do složitých tvarů.

Intenzívně prováděný výzkum superplastického chování materiálů má velký význam jak z hlediska poznání zákonitosti superplastické deformace, tak i pro využití superplasticity v průmyslové praxi. Důraz se klade na vyhledávání nových superplastických materiálů požadovaných vlastností, které bude možno tvářet za výhodných ekonomických podmínek. Může dojít nejen ke snížení spotřeby materiálů, a tím k ušetření surovin, ale i ke snížení energetických nákladů.

V tomto příspěvku chceme především zdůraznit základní mechanické vlastnosti superplastických materiálů a jejich souvislost s mikrostrukturou a naznačit možné využití superplasticity v technické praxi.

2. Superplastická deformace

Přehled superplastického chování nejrůznějších kovových materiálů je možno nalézt v několika souborných pracích [10, 15–19]. Superplastické chování je silně ovlivněno mikrostrukturou, zejména velikostí zrna a stabilitou velikosti zrn. Důležitou podmínkou superplastického chování jsou teplota a rychlost deformace. Superplastická deformace se obvykle pozoruje, pokud jsou splněny níže uvedené podmínky:

1. Teplota deformace $T \geq 0,4 T_i$, kde T_i je teplota tání.
2. Deformační rychlost $\dot{\epsilon}$ je vhodně zvolená. Velmi často je z intervalu 10^{-5} s^{-1} až 10^{-2} s^{-1} .
3. Materiál je jemnozrný. Velikost zrna d je zpravidla menší než 10 μm . Současně se vyžaduje, aby byla stabilní velikost zrna.

Všimněme si teď blíže superplastického chování za různých podmínek. Mechanické vlastnosti budeme ilustrovat na příkladě superplastické slitiny Zn-1,1 hm% Al [20–26].

Jsou-li vzorky deformovány vhodně zvolenou deformační rychlostí v širokém teplotním intervalu, pozorujeme, že s rostoucí teplotou klesá deformační napětí. Je to zřejmé z obr. 1, kde jsou uvedené deformační křivky (závislosti σ na ε) pro vzorky slitiny Zn-1,1 hm% Al deformované při různých teplotách s počáteční deformační rychlostí $\varepsilon_0 = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ [22, 24]. Z obrázku je vidět, že deformační křivky pro nízké teploty ($T \leq 273 \text{ K}$) mají tvar obvyklý pro polykrystalické vzorky. Pro vyšší teploty ($T \geq 295 \text{ K}$) průběh deformačních křivek je typický pro superplastickou deformaci. Deformační napětí s rostoucí deformací nejdříve roste a pak deformace pokračuje při prakticky konstantním deformačním napětí. Deformační zpevnění, které lze charakterizovat koeficientem zpevnění $\vartheta = d\sigma/d\varepsilon$, je prakticky nulové. Můžeme v dalším uvažovat, že deformační křivky mají stacionární charakter.

Jsou-li vzorky deformovány při konstantní teplotě, avšak s různými deformačními rychlostmi, zjišťujeme, že s klesající deformační rychlostí klesá deformační napětí. Pokles deformační rychlosti má kvalitativně stejný vliv na tvar deformačních křivek jako růst deformační teploty. Toto chování je ilustrováno na obr. 2, kde jsou uvedeny deformační křivky pro vzorky Zn-1,1 hm% Al deformovaných při pokojové teplotě s různými deformačními rychlostmi [21, 23]. Opět deformační křivky mají stacionární charakter.

Vzhledem ke stacionárnímu charakteru deformačních křivek je možno závislost skutečného stacionárního napětí na deformační rychlosti při konstantní teplotě vyjádřit vztahem

$$(5) \quad \sigma = K_1 \dot{\varepsilon}^m,$$

kde K_1 je konstanta pro daný materiál a předepsané experimentální podmínky, a to především pro deformační teplotu.

Teplotní závislost skutečného stacionárního napětí při konstantní deformační rychlosti se často vyjadřuje rovnicí

$$(6) \quad \sigma = K_2 \exp(Q_\varepsilon/RT),$$

kde K_2 je empirická konstanta, která je závislá na daném materiálu a experimentálních podmínkách, především na deformační rychlosti. R je plynová konstanta a veličina Q_ε má význam aktivační energie při konstantní deformační rychlosti a souvisí s aktivační energií při konstantním aplikovaném napětí (tzv. aktivační energie creepu) Q_σ vztahem [18]

$$(7) \quad Q_\varepsilon = mQ_\sigma.$$

Pro rychlost ustáleného creepu totiž platí

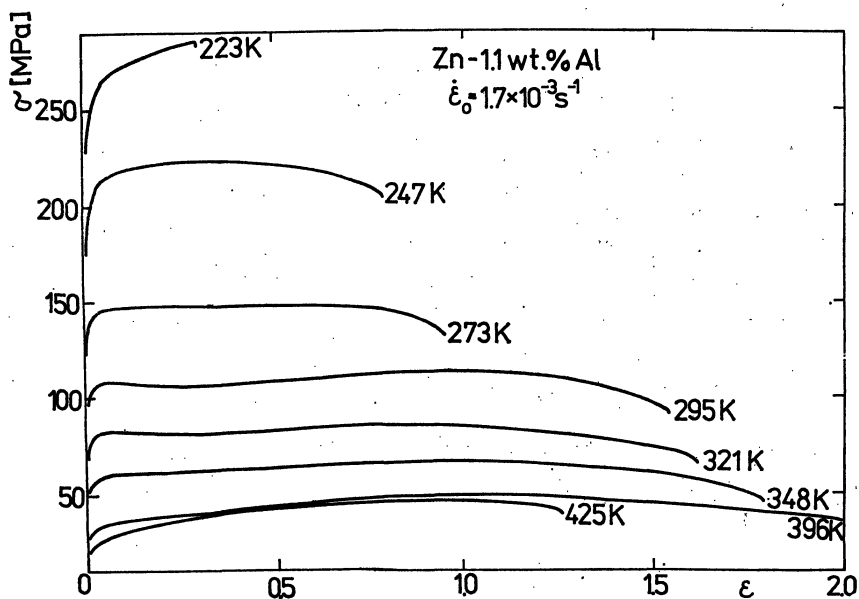
$$(8) \quad \dot{\varepsilon} = K_3 \exp(-Q_\sigma/RT),$$

kde K_3 je empirická konstanta.

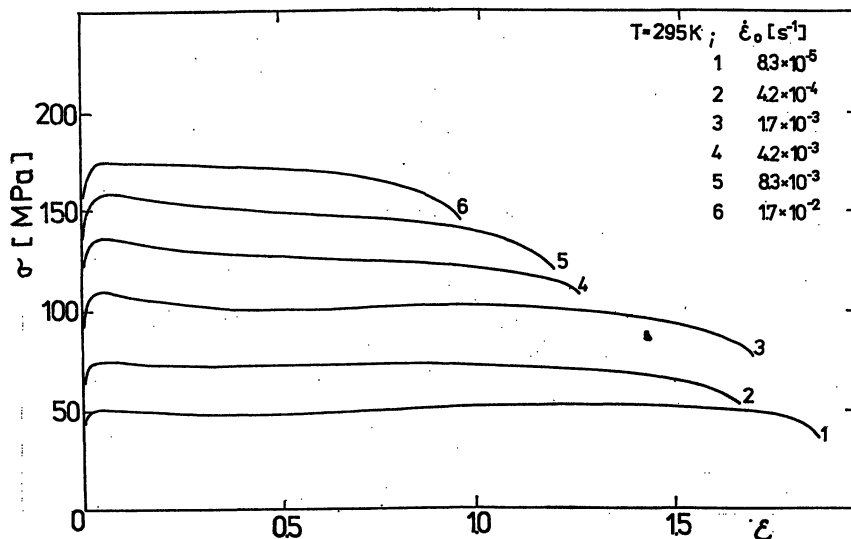
Teplotní a rychlostní závislost skutečného stacionárního napětí je možno popsat konstitutivní rovnicí

$$(9) \quad \sigma = Ef(s) [\dot{\varepsilon} \exp(Q/RT)]^m,$$

kde E je Youngův modul pružnosti, $f(s)$ je funkce struktury (velikost zrna, mřížkový parametr) a Q je aktivační energie plastické deformace. Hodnota aktivační energie Q



Obr. 1. Vliv teploty na deformační křivky [22, 24].



Obr. 2. Vliv rychlosti deformace na deformační křivky polykrystalů Zn-1,1 hm% Al deformovaných při pokojové teplotě [23].

může být blízká aktivační energii samodifúze nebo aktivační energii difúze podél hranic zrn.

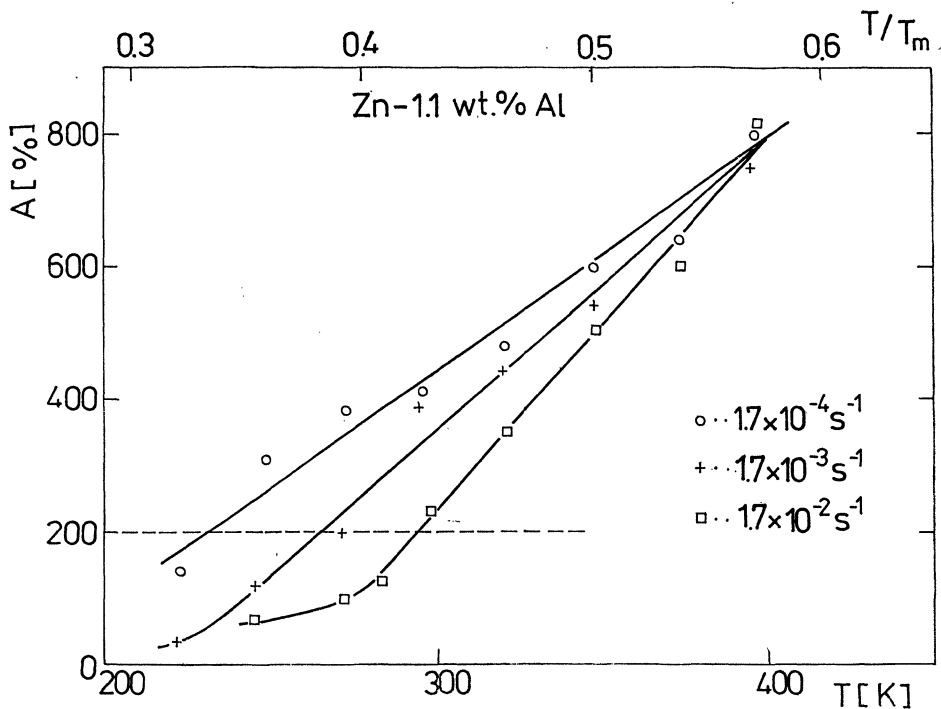
Exponent m v rovnicích (5), (7) a (8) se nazývá parametrem (koeficientem) rychlostní citlivosti napětí a je definován vztahem

$$(10) \quad m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{T,d}$$

Parametr napěťové citlivosti je obecně závislý na teplotě, deformační rychlosti, velikosti zrna a může záviset i na stupni deformace.

Jak jsme uvedli, důležitou charakteristickou veličinou superplastické deformace je tažnost A . Na obr. 3 je uvedena závislost tažnosti na teplotě pro vzorky slitiny Zn-1,1 hm% Al. Je vidět, že tažnost s rostoucí teplotou roste. Při této příležitosti je zajímavé poznamenat, že u slitiny Zn-1,1 hm% Al naměřil Málek [27] tažnost $A = 1020\%$ (a $m = 0,72$) při teplotě 520 K ($= 0,79 T_t$), a to pro vzorek o velikosti zrna $d = 17 \mu\text{m}$ deformovaný rychlostí $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Vedle tažnosti velmi důležitou veličinou charakterizující superplastické chování materiálu je parametr rychlostní citlivosti napětí, jak je patrné z rovnic (5) a (9). Parametr m , tak jak je definován rovnicí (10), je možno určit čtyřmi způsoby, použitím čtyř experimentálních metod:



Obr. 3. Vliv teploty na tažnost polykrystalů Zn-1,1 hm% Al deformovaných třemi různými deformačními rychlostmi [24].

1. měří se stacionární deformační napětí při různých deformačních rychlostech na různých vzorcích;

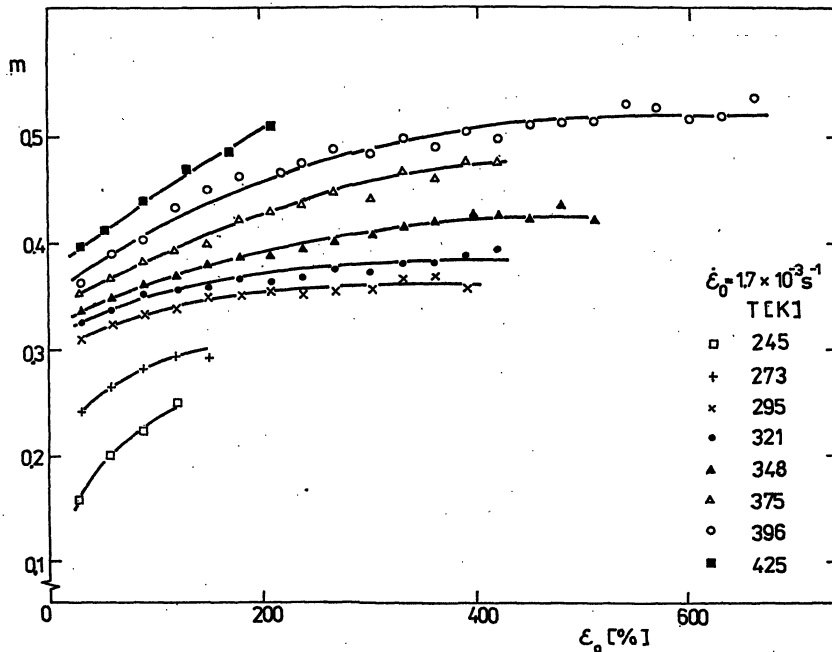
2. měří se změna deformačního napětí v důsledku změny deformační rychlosti v průběhu tahové deformace jednoho vzorku;

3. měří se změna deformační rychlosti v důsledku změny aplikovaného napětí při creepové deformaci jednoho vzorku;

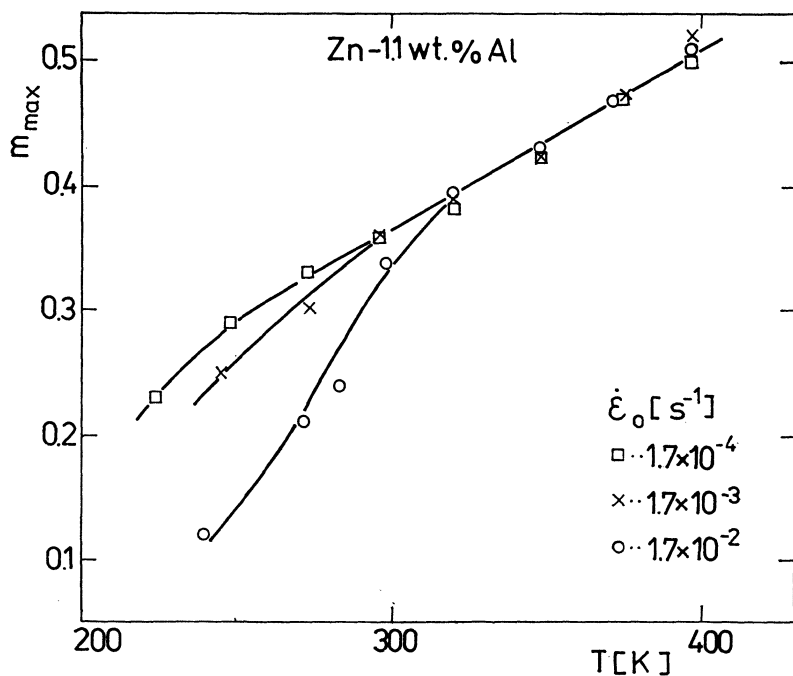
4. sleduje se napěťová relaxace rovněž na jednom vzorku.

Každá z uvedených metod má své přednosti i nevýhody. Zájemcům doporučuji k této otázce např. monografii Padmanabhanovu a Daviesovu [18]. Parametr rychlostní citlivosti napětí totiž charakterizuje stabilitu materiálu. Čím je vyšší hodnota m , tím je deformace homogennější, snižuje se tendence k lokálnímu zaškrčení, což ve svých důsledcích vede k zvýšení celkového poměrného prodloužení, tj. tažnosti.

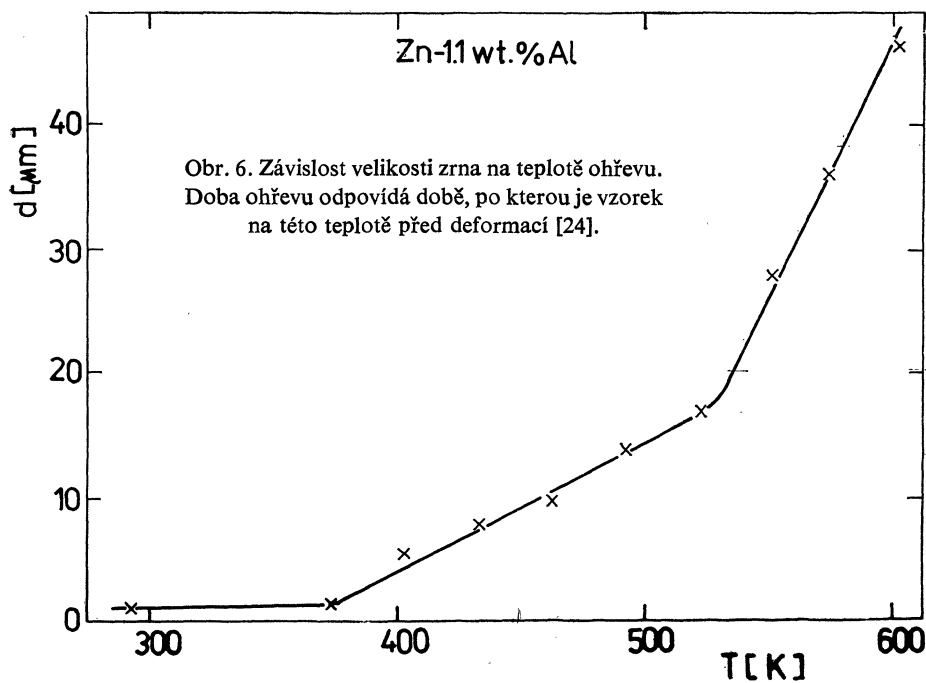
Na obr. 4 jsou uvedeny hodnoty parametru m určené ze změn deformačních rychlostí v závislosti na velikosti deformace (poměrného prodloužení) pro vzorky slitiny Zn-1,1 hm% Al deformované deformační rychlostí $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ pro různé deformační teploty [24]. Obr. 5 ilustruje vliv deformační rychlosti na teplotní závislost maximálních hodnot parametrů, m_{\max} [24]. Je zřejmé, že teplota výrazně ovlivňuje hodnotu parametru m . Porovnáním obr. 3 a obr. 5 zjistíme, že teplota ovlivňuje kvalitativně stejně tažnost A i hodnoty parametru m . Woodford [28] provedl rozbor experimentů realizovaných na různých materiálech za různých experimentálních podmínek a ukázal,



Obr. 4. Vliv deformace na parametr m pro vzorky slitiny Zn-1,1 hm% Al deformovaných při různých teplotách [24].



Obr. 5. Vliv teploty na maximální hodnotu parametru m pro polykrystaly Zn-1,1 hm% Al deformovaných při různých teplotách [24].



že existuje dobrá korelace mezi parametrem rychlostní citlivosti napětí a celkovým poměrným prodloužením (tažností). Experimentální hodnoty obou veličin byly v intervalech: $0,005 < m < 0,8$ a $4 \% < A < 2000 \%$. I přes některé anomálie a pochopitelný rozptyl i novější experimenty potvrzují tuto korelaci. Vztah mezi hodnotou tažnosti a hodnotou parametru m má i důležitý praktický význam. Není totiž nutné deformovat vzorek až do lomu, ale je možné určit hodnoty parametru m při nižších stupních deformace (např. při 30 %) a na základě toho předvídat celkovou deformaci a usuzovat na deformační chování. Obvykle se za charakteristiku superplastického chování považuje hodnota parametru $m \geq 0,3$.

I z krátkého přehledu experimentálních výsledků je vidět, že teplota deformace výrazně ovlivňuje deformační chování materiálů. Se vzrůstající teplotou deformace se snižuje deformační napětí, zvyšuje hodnota parametru rychlostní citlivosti napětí a zvyšuje tažnost. Při dané určité deformační rychlosti může při dosažení určité vyšší teploty nastat ztráta superplastických vlastností materiálu, což může být velmi pravděpodobně následkem ztráty stability jemnozrné struktury deformovaného materiálu. Zachování jemného zrna je velmi důležité. Obr. 6 ukazuje, jak s rostoucí teplotou může růst zrna, když byl vzorek slitiny Zn-1,1 hm% Al ohříván při dané teplotě po dobu nutnou k ustálení přesné hodnoty deformační teploty [24]. Vidíme, že změny v závislosti nastávají při dvou teplotách. Podrobné vyšetření vývoje struktury slitiny Zn-1,1 hm% Al v závislosti na teplotě ohřevu provedené rezistometrickou metodou [29] ukázalo, že teplotě kolem 380 K, kde dochází k první změně v závislosti d na T (obr. 6) odpovídá teplota, kde dochází k přerozdělení atomů Al. Teplota druhé změny v teplotní závislosti velikosti zrna je velmi blízká eutektoidní teplotě.

Pro zachování jemnozrné struktury při deformační teplotě po dobu nutnou k tváření superplastických slitin je nezbytná přítomnost částic druhé fáze ve vzorku. Proto mnohé materiály vykazující superplastické chování mají eutektoidní nebo eutektické složení. Přítomnost částic druhé fáze brání růstu zrn během deformace. Příkladem jsou slitiny hliníku, které přidáním malého množství zirkonia ($\sim 0,2 \%$) se stávají superplastickými (tvoří se jemné částice $ZrAl_3$).

Při přípravě jemnozrné struktury nutné pro superplastickou deformaci se nejčastěji využívá jedna z těchto metod:

1. statická rekrytalizace deformovaných polykrystalů;
2. dynamická rekrytalizace (tj. rekrytalizace během deformace za vysokých teplot),
3. spinodální rozpad,
4. prášková metalurgie využitím prášků připravených rychlým tuhnutím.

Nejde jen o jemnozrnou strukturu, ale hranice zrn musí být vysokoúhlové a přítom mobilní.

3. Mechanismy superplastické deformace

I přes intenzivní výzkum superplastického chování, který nakupil poměrně velké množství experimentálních výsledků, neexistuje jednotná teorie superplasticity. Není

jednotný názor na mechanismus určující rychlost deformace v podmínkách superplastické deformace. Vzhledem k stacionárnímu charakteru deformačních křivek při superplastické deformaci řada autorů, např. Sherby a Wadsworth [19], Mohamed et al. [30], používá k vysvětlení experimentálních výsledků rovnice pro rychlost ustáleného creepu tak, jak ji uvedl Langdon [31]. Rychlost ustáleného creepu $\dot{\epsilon}$ (ustálený, stacionární creep je taková deformace při konstantním napětí, kdy deformační rychlost je konstantní) možno vyjádřit ve tvaru

$$(11) \quad \dot{\epsilon} = K_4 \frac{DGb}{RT} \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \left(\frac{b}{d}\right)^p,$$

kde K_4 je empirická konstanta, $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ je difúzní koeficient, přičemž D_0 je frekvenční faktor, G je modul pružnosti ve smyku, exponent $n = 1/m$, p je empirická konstanta a b je velikost Burgersova vektoru. Ostatní veličiny v rovnici (11) mají význam dříve uvedený. V případě, že rychlost creepu je určena difúzí po hranicích zrn, pak aktivační energie Q je rovna aktivační energii difúze podél hranic zrn a $p = 3$. Když pro creepovou rychlost je rozhodující difúze mřížkou, pak aktivační energie je rovna aktivační energii samodifúze a $p = 2$. V obou případech $n = 2$.

Podrobnější rozbor ukazuje, že pomocí rovnice (11) nelze vysvětlit všechna fakta. Byly předloženy různé modifikace rovnice (11) a navržena řada teoretických modelů. Bylo by vhodné provést kritické zhodnocení těchto modelů, ale v tomto krátkém příspěvku nelze uvést ani jejich stručný přehled, který je možno najít v rozsáhlejších monografiích [15–18]. Podle dosavadních experimentálních poznatků možno soudit, že v průběhu superplastické deformace se uplatňují tyto mechanismy:

1. pokluz po hranicích zrn,
2. pohyb dislokací uvnitř zrn,
3. difúzní procesy.

Podstatným znakem superplastické deformace je pokluz po hranicích zrn, kdy dochází k vzájemnému posunutí dvou sousedních zrn podél hranice zrn, jakož i k vzájemnému natočení zrn. Bylo zjištěno studiem různých slitin, že příspěvek pokluzu po hranicích zrn k celkové deformaci dosahuje 60 až 80 % [32–35]. Valiev a Kaibyshev [34] upozorňují, že velikost pokluzu po hranicích zrn silně závisí na úhlu mezi osou vzorku (osa namáhání) a průsečíkem hranice, na které dochází k pokluzu, s povrchem vzorku. Maximální velikost pokluzu byla pozorována pro úhly 45°. Pokluz po hranicích zrn je závislý i na typu hranic, přičemž struktura hranic zrn může být ovlivněna i předchozí deformací [16, 34]. V počátečním stavu superplastické deformace je pokluz po hranicích zrn intenzivnější u předdeformovaných vzorků.

Pokluz po hranicích zrn musí být doprovázen akomodačním mechanismem. Tímto akomodačním mechanismem může být migrace hranic zrn, difúzní proces nebo skluzový pohyb dislokací.

Gleiter, Hornbogen a Baro [36] ukázali, že pokluz po hranicích zrn je způsoben konzervativním pohybem hraničních dislokací. Hranice zrn je skluzovou rovinou hraničních dislokací. Burgersův vektor hraničních dislokací leží v hranici zrn a není mřížkovým vektorem; je nejkratším možným vektorem nutným k tomu, aby struktura

hranice zrna se zachovala po průchodu hraniční dislokací. Hraniční dislokace převážně vznikají během deformace. K jejich generaci dochází jednak ze zdrojů a jednak interakcí mřížkových dislokací s hranicemi zrn [37, 38]. Zachycení mřížkových dislokací v hranicích zrn a jejich disociace v hraniční dislokaci je velmi důležitý jev pro superplastickou deformaci [39].

Pokluz po hranicích zrn můžeme formálně popsat rovnicemi pro pohyb hraničních dislokací. Můžeme vyjít z toho, že tyto rovnice budou analogické pro pohyb mřížkových dislokací. Pokud předpokládáme, že deformace vyvolaná pokluzem po hranicích zrn je rozhodující, můžeme rychlost deformace vyjádřit vztahem

$$(12) \quad \dot{\epsilon} = b_h \rho_{hm} v_h,$$

kde ρ_{hm} je hustota pohybujících se hraničních dislokací, b_h je jejich Burgersův vektor a v_h je jejich střední rychlost.

Hustota pohybujících se hraničních dislokací je určena dynamickou rovnováhou mezi generací a anihilací těchto dislokací. Bude platit kinetická rovnice

$$(13) \quad (d\rho_{hm}/dt) = (d\rho_{hm}/dt)^+ - (\rho_{hm}/t_1),$$

kde t_1 odpovídá střední době života hraničních dislokací a v prvním přiblížení můžeme předpokládat $t_1 = d/v_h$. První člen na pravé straně rovnice (13) vyjadřuje rychlost vzrůstu hustoty hraničních dislokací a bude určen objemovou hustotou zdrojů hraničních dislokací a rychlostí generace zdrojů. Za zjednodušených předpokladů střední hustota hraničních dislokací v stacionárním stavu určená z rovnice (13) bude daná vztahem

$$(14) \quad \rho_{hm} = (\sigma - \sigma_i)/0,5 Gdb_h,$$

kde σ_i je napětí nutné k činnosti zdroje.

Přijmeme-li předpoklad, že rychlost pohybu hraničních dislokací v_h bude určena rychlostí šplhání těchto dislokací za působení napětí [40], můžeme psát

$$(15) \quad v_h = D_h \delta b^3 (\sigma - \sigma_i)/2,5 dRT,$$

kde pro D_h – difúzní koeficient pro difúzi podél hranic zrn o efektivní tloušťce δ platí

$$(16) \quad D_h \delta = D_{ho} \exp(-Q_h/RT),$$

kde D_{ho} je frekvenční faktor a Q_h je aktivační energie difúze podél hranic zrn.

Dosazením (14) a (15) do vztahu (12) dostaneme po úpravách

$$(17) \quad \dot{\epsilon} = \frac{K_5}{RT} (\sigma - \sigma_i)^2 \left(\frac{d}{b}\right)^2 D_{ho} \exp(-Q_h/RT),$$

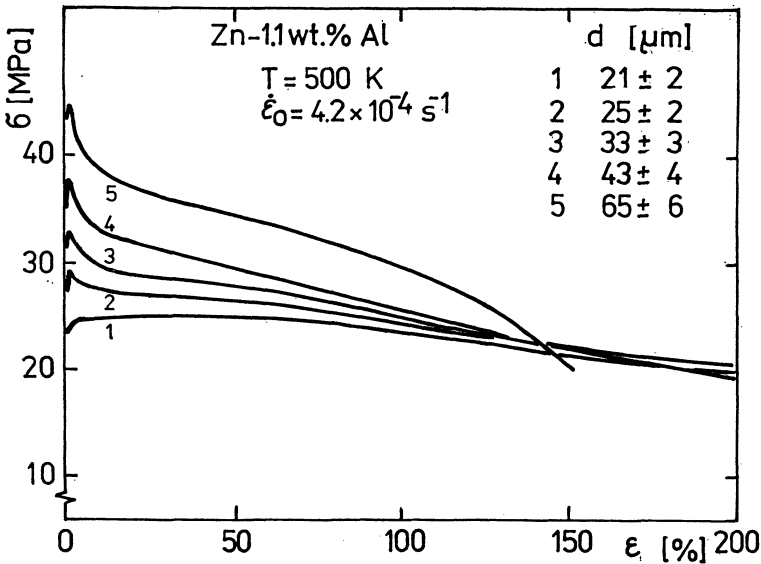
kde K_5 je materiálová konstanta. Je zřejmé, že rovnice (11) a (17) jsou podobné, i když byly odvozeny za jiných předpokladů; předpokládaly se různé mechanismy.

Stacionární deformační napětí při superplastické deformaci za předpokladu pokluzu po hranicích zrn můžeme vyjádřit z rovnic (12), (14) a (15) vztahem

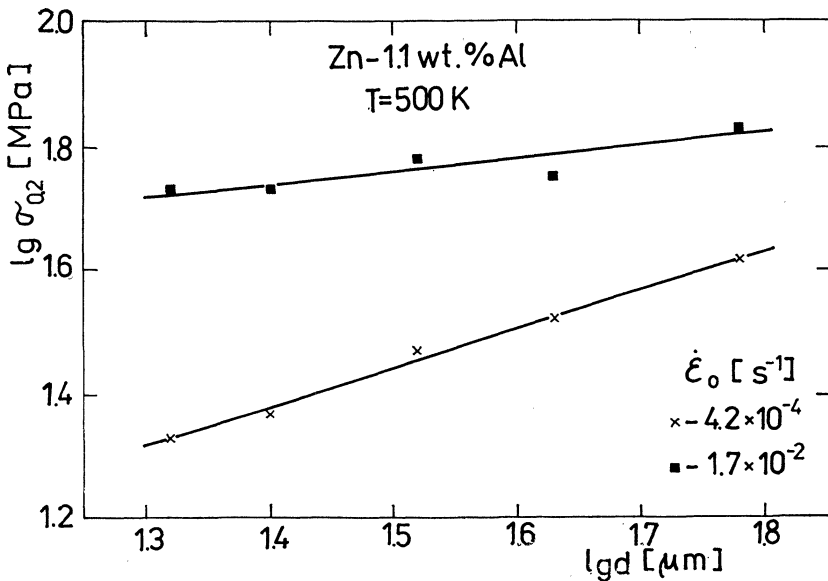
$$(18) \quad \sigma = \sigma_i + d(1,25 GRT\dot{\epsilon}/b^3 D_h \delta)^{1/2}.$$

Rovnice (18) předpokládá lineární závislost σ na velikosti zrna d , kdežto u polykrystalů s velikostí zrna $d > 20 \mu\text{m}$ platí Hallův-Petchův vztah pro napětí ve tvaru

$$(19) \quad \sigma = K_{0\epsilon} + K_{\epsilon} d^{-1/2},$$



Obr. 7. Deformační křivky polykrystalů Zn-1,1 hm% Al deformovaných rychlostí $4,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ při teplotě 500 K pro různé velikosti zrna [26].



Obr. 8. Závislost napětí meze kluzu $\sigma_{0,2}$ na velikosti zrna d (v $\lg-\lg$ vyjádření) pro polykrystal Zn-1,1 hm% Al deformovaných při teplotě 500 K dvěma různými rychlostmi.

kde K_{0e} a K_e jsou empirické konstanty závislé na druhu materiálu, teplotě a velikosti deformace.

Nedávno Málek [26] vyšetřoval vliv velikosti zrna (21 až 65 μm) na superplastickou deformaci vzorků slitiny Zn-1,1 hm% Al deformovaných při teplotě 500 K. Vzorky se deformují do relativně vysokých stupňů deformace, jak je zřejmé z obr. 7. Na obr. 8 jsou vyneseny závislosti $\log \sigma_{0,2}$ vůči $\log d$, kde $\sigma_{0,2}$ je napětí meze kluzu. Je zřejmé, že není splněn Hallův-Petchův vztah. Málek vztah mezi $\sigma_{0,2}$ a d testoval pomocí rovnice (11) a zjistil, že pro nižší deformační rychlost ($4,2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) je $p = 1,7$, kdežto pro vyšší rychlost ($1,7 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) je $p = 0,7$. Jednoduchou úpravou z rovnice (11) dostaneme

$$(20) \quad \sigma = K_6 d^{mp}.$$

Použitím naměřených hodnot m a určených p , dostaneme, že $mp = 0,62$, což je menší než 1 – exponent v rovnici (18), když $\sigma \gg \sigma_i$. Trojanová, Lukáč a Chmelík [41] rovněž na polykrystalech slitiny Zn-1,1 hm% Al pro velikosti zrn 5, 12, 21, a 55 μm zjistili lineární závislost $\lg \sigma_{0,2}$ vůči $\lg d$ pro teploty 393 a 493 K, kde vzorky vykazovaly superplastické chování. Ovšem exponent ve vztahu (20) byl opět menší než 1.

I tyto výsledky naznačují, že nestačí uvažovat pouze pokluz po hranicích zrn – rovnice (17), (18) – ale i pohyb mřížkových dislokací, který bude akomodačním mechanismem. Podstatu tohoto mechanismu možno vysvětlit takto: Na začátku deformace se začnou pohybovat hraniční dislokace, a tím bude probíhat pokluz po hranicích zrn. Hraniční dislokace se nakupí u bodu dotyku tří zrn. U čela nakupení hraničních dislokací vznikne koncentrace napětí. Za předpokladu, že v nakupení o délce L bude N hraničních dislokací o šířce rozštěpení D , obdrželi Varin, Kurzydłowski a Tangri [42] pro napětí σ_i na čele nakupení vztah

$$(21) \quad \sigma_i = (Gb/\pi N) [(L + D)/LD].$$

Je-li v nakupení 10 až 20 hraničních dislokací, dostáváme pro σ_i hodnoty mezi $G/400$ až $G/800$, což jsou hodnoty blízké k napětí nutnému pro generaci mřížkových dislokací. V důsledku napětí se ve vedlejším zrně budou generovat mřížkové dislokace. Projdou-li tyto mřížkové dislokace zrnem, zachytí se na protilehlé hranici zrn. Absorpce těchto mřížkových dislokací na další hranici zrn se bude dále aktivovat pokluz po hranicích zrn i difúze. Deformace může pokračovat prakticky při stejném napětí. Mřížkové dislokace se mohou pohybovat skluzem nebo pohyb dislokací bude kombinací skluzu a šplhání [43–46]. Je zřejmé, že popsat takový mechanismus není jednoduchá úloha.

4. Využití jevu superplasticity v technické praxi

Tradiční způsoby obrábění, odlévání a kování vedou k vysokému odpadu materiálů, jejichž cena neustále roste. Celá řada postupů tváření umožňuje snížit energii nutnou k výrobě, snížení pracnosti a minimalizace odpadu materiálu. Vhodným materiálem pro tváření jsou právě slitiny vykazující superplastické chování. Využívá se toho, že

při poměrně nízkém deformačním napětí se dosahuje extrémně vysokých stupňů deformace (vysoké tažnosti), což umožňuje zvýšit efektivnost tvářecích procesů.

Velmi často se pro dosažení požadovaného tvaru nějakého výrobku z plechu používá lisování. Předehřátý plech ze superplastické slitiny se připraví na okraj matrice a pak se na něj působí tlakem, aby nabyl požadovaného tvaru. Tohoto principu je možné využít i při hydromechanickém tažení a rozpínání. Je možné i kombinovat různé postupy tváření, jako je ohýbání a ražení. Příklady je možno najít v monografii [18].

Superplastické chování kovových materiálů je možno využít i při tažení drátů. Materiál se lokálně ohřívá tak, že topný element se posouvá určitou rychlostí podél tyče, která je natahována jinou vhodnou rychlostí.

Při vhodných technologických podmínkách lze ze superplastických kovových materiálů vyrobit i složitější tvary. Příkladem může být sendvičový nosník vyrobený metodou superplastického tváření a difúzním spojováním ze dvou, tří nebo čtyř plechů slitiny titanu. Použitím takovýchto a podobných profilů dojde k úspoře materiálů asi o 33 % jeho hmotnosti a snížení nákladů přibližně o 55 %. Dalším příkladem mohou být trupové vzpěry letadel nebo lopatky turbín.

Na druhé straně je však nutno připomenout i nevýhody. Rychlosti deformace při běžně používaných technologických operacích jsou obvykle vyšší než optimální rychlosti superplastické deformace v tom intervalu, kde materiál je superplastický. To znamená, že rychlost operace se musí snížit, což prodlužuje dobu tváření. Lisování se často musí provádět v zápusťce, která musí mít teplotu přibližně stejnou jako kovový materiál, aby tak mohla proběhnout superplastické deformace. Vážným problémem je růst zrna a kavitace u superplastických materiálů používaných za vyšších teplot.

K bezprostřednímu použití v technické praxi se nejčastěji používají:

1. Slitiny Zn-Al a slitiny na bázi Al, které vykazují superplastické chování (tažnost 600 až 1000 %) při poměrně nízkých teplotách 30 °C až 500 °C. Využívají se v automobilovém a leteckém průmyslu.

2. Slitiny na bázi Ti mají vhodné superplastické vlastnosti (tažnost 400 až 700 %) při teplotách 800 až 1000 °C. Využívají se v leteckém průmyslu.

3. Slitiny na bázi Ni vykazují superplastické chování (tažnost 500 až 900 %) při teplotě kolem 1000 °C. Využívají se např. k výrobě disků spalovacích motorů.

4. Slitiny na bázi Fe a oceli vykazují superplastické vlastnosti (tažnost 500 až 1000 %) při teplotách kolem 650 až 960 °C. Využívají se i např. při výrobě některých tvarově bohatých součástí řízených střel nebo při výrobě sanitárních zařízení (nerozavějící ocel) dopravních letadel.

5. Závěr

V tomto stručném přehledném článku jsme popsali základní charakteristiky superplastického chování kovových slitin, naznačili fyzikální podstatu probíhajících dějů a uvedli několik příkladů průmyslového využití.

V současné době se velmi intenzívně vyhledávají další nové materiály vhodné pro superplastické opracování, které by byly levné a použitelné při běžných teplotách.

Nejde jen o kovové materiály, ale i o keramiku. Příkladem může být ZrO_2 stabilizovaný yttriem. Polykrystaly ZrO_2 mají nepředstavitelně vysokou tažnost až 800 % [47–50]. Tvrdí se, že použití keramických materiálů při výrobě spalovacích motorů by snížilo podstatně energetické nároky.

Literatura

- [1] ROSENHAIM, W., EWEN, D.: J. Inst. Met. 8 (1912), 149.
- [2] BENGOUGH, G. D.: J. Inst. Met. 7 (1912), 123.
- [3] ROSENHAIM, W., HAUGHTON, J. L., BINGHAM, E. K.: J. Inst. Met. 23 (1920), 261.
- [4] JENKINS, C. H. M.: J. Inst. Met. 40 (1928), 216.
- [5] PEARSON, C. E.: J. Inst. Met. 54 (1934), 111.
- [6] BOČVAR, A. A., SVIDERSKAJA, Z. A.: Izvest. AN SSSR, Otděl techn. nauk, 1945, č. 9, 821.
- [7] BOČVAR, A. A.: Izvest. AN SSSR, Otděl techn. nauk, 1946, č. 5, 743.
- [8] BOČVAR, A. A., SVIDERSKAJA, Z. A.: Izvest. AN SSSR, Otděl techn. nauk, 1946, č. 7, 1001.
- [9] BOČVAR, A. A.: Izvest. AN SSSR, Otděl techn. nauk, 1948, č. 5, 649.
- [10] UNDERWOOD, E. E.: J. Met. 14 (1962), 914.
- [11] *The Guinness 1983 Book of World Records*. (ed. McWHIRTER, N.), New York, Bantam Books 1983, s. 144.
- [12] AHMED, M. M. I., LANGDON, T. G.: Metall. Trans. 8A (1977), 1832.
- [13] NAKATANI, Y., OHMISHI, T., HIGASHI, K.: Japan Inst. Metals 48 (1984), 113.
- [14] HIGASHI, K., OHNISHI, T., NAKATANI, Y.: Scripta Metall. 19 (1985), 821.
- [15] ALDEN, T. A., in: *Treatise on Materials Science and Technology* (ed. ARSENAULT, R. J.) Vol. 6, New York, Academic Press 1975, s. 226.
- [16] KAJBYŠEV, O. A.: *Platičnost i sverchplastičnost metallov*. Moskva, Metallurgija 1975.
- [17] EDINGTON, J. W., MELTON, K. N., CUTLER, C. P.: Progr. Mater. Sci. 21 (1976), 61.
- [18] PADMANABHAN, K. A., DAVIES, G. J.: *Superplasticity*. Berlin, Springer-Verlag 1980.
- [19] SHERBY, O. D., WADSWORTH, J.: Mater. Sci. Techn. 1 (1985), 925.
- [20] LUKÁČ, P., MÁLEK, P.: in: *Strength of Metals and Alloys*, (eds. HAASEN, P., GEROLD, V., KOS-
TORZ, G.), Toronto, Pergamon Press 1979, s. 369.
- [21] MÁLEK, P., LUKÁČ, P.: *Kovové materiály* 19 (1981), 345.
- [22] LUKÁČ, P., MÁLEK, P.: Czech. J. Phys. B31 (1981), 228.
- [23] MÁLEK, P., LUKÁČ, P.: Czech. J. Phys. B 36 (1986), 498.
- [24] MÁLEK, P., LUKÁČ, P.: Czech. J. Phys. B37 (1987), 975.
- [25] MÁLEK, P., LUKÁČ, P., SUCHÁNEK, J.: Czech. J. Phys. B38 (1988), 557.
- [26] MÁLEK, P.: Czech. J. Phys. B39 (1989), 1147.
- [27] MÁLEK, P.: Scripta Metall. 19 (1985), 405.
- [28] WOODFORD, D. A.: Trans. ASM 62 (1969), 291.
- [29] HAŠLAR, V., VOSTRÝ, P., SPRUŠIL, B.: Czech. J. Phys. B 31 (1981), 231.
- [30] MOHAMED, F. A., SHEI, S. A., LANGDON, T. G.: Acta Metall. 23 (1975), 1443.
- [31] LANGDON, T. G.: J. Amer. Ceram. Soc. 51 (1972), 630.
- [32] HOLT, D. L.: Trans. AIME 242 (1968), 25.
- [33] KAIBYSHEV, O. A., VALÍEV, R. Z., ASTANÍN, V. V.: Phys. stat. sol. (a) 35 (1976), 403.
- [34] VALÍEV, R. Z., KAIBYSHEV, O. A.: Phys. stat. sol. (a) 44 (1977), 65.
- [35] KASHYAP, B. P., ARIELI, A., MUKHERJEE, A. K.: J. Mater. Sci. 20 (1985), 2661.
- [36] GLEITER, H., HORNOGEN, E., BARO, G.: Acta Metall. 16 (1968), 1053.
- [37] DARBY, T. P., SCHINDLER, R., BALLUFFI, R. W.: Phil. Mag. 37A (1978), 245.
- [38] DINGLEY, D. J., POND, R. C.: Acta Metall. 27 (1979), 667.
- [39] VALIEV, R. Z., GERTSMAN, V. YU., KAIBYSHEV, O. A.: Phys. stat. sol. (a) 97 (1986), 11.
- [40] VALIEV, R. Z., KAIBYSHEV, O. A., KHANNANOV, SH. KH.: Phys. stat. sol. (a) 52 (1979), 447.

- [41] TROJANOVÁ, Z., LUKÁČ, P., CHMELÍK, F., in: Proc. 5th Int. Congress on Heat Treatment of Materials, Budapest, Sci. Soc. Mech. Engn. 1986, Vol. III, s. 1885.
- [42] VARIN, R. A., KURZYDŁOWSKI, K. J., TANGRI, K.: Mat. Sci. Eng. 85 (1987), 115.
- [43] BALL, A., HUTCHINSON, M. M.: Met. Sci. J. 3 (1969), 1.
- [44] LANGDON, T. G.: Phil. Mag. 22 (1970), 689.
- [45] MUKHERJEE, A. K.: Mat. Sci. Eng. 8 (1971), 83.
- [46] KAIBYSHEV, O. A., VALIEV, R. Z., EMALETDINOV, A. K.: Phys. stat. sol. (a) 9 (1985), 197.
- [47] WAKAI, F., SAKAGUCHI, S., MATSUNO, Y.: Adv. Ceram. Mat. 1 (1986), 259.
- [48] WAKAI, F., KATO, H.: Adv. Ceram. Mat. 2 (1987), 71.
- [49] NIEH, T. G., McNALLY, C. M., WADSWORTH, J.: Scripta Metall. 22 (1988), 1297.
- [50] NIEH, T. G., McNALLY, C. M., WADSWORTH, J.: Scripta Metall. 23 (1989), 457.

Jednotková struktura fyzikálních vzorců

Jozef Kvasnica, Praha

1. Úvod

Fyzikální vzorce představují závislost nějakého jevu na veličinách, které jsou pro vznik a průběh tohoto jevu rozhodující. Tyto závislosti se zpravidla odvozují ze základních přírodních zákonů, např. z pohybových rovnic mechaniky, hydrodynamiky, teorie pružnosti, elektrodynamiky a kvantové teorie. Takový postup je však matematicky náročný (vyžaduje řešení diferenciálních rovnic), a tedy pro středoškolskou výuku fyziky nepoužitelný. Na druhé straně se řada těchto vztahů ve středoškolské fyzice vyskytuje ve formě „zjevených pravd“, tedy způsobem, jakým bychom fyziku vyučovat neměli.

V tomto příspěvku chceme upozornit na alternativní metodu, která umožňuje vyjasnit řadu závislostí jednoduchou jednotkovou analýzou veličin ovlivňujících zkoumaný jev. Hlavním problémem při tom zůstává „uhodnutí“ těch rozhodujících veličin. Výběr těchto rozhodujících veličin je – jak chceme ukázat – výbornou školou kritického fyzikálního myšlení. Ne zvolíme-li správně ty rozhodující veličiny, pak dostaneme závislost, která musí vzbudit podezření i u průměrného žáka.

Dříve než přejdeme k obecné formulaci této metody, vyložíme „karty na stůl“ tím, že vysvětlíme její podstatu na jednoduchém známém příkladě. Chceme stanovit závislost doby kmitu T matematického kyvadla na parametrech, které mohou tuto dobu ovlivňovat. Snadno uhodneme, že to může být tíhové zrychlení g v daném místě a délka l

Prof. RNDr. JOZEF KVASNICA, DrSc. (1930) pracuje na katedře matematické fyziky MFF UK, V Holešovičkách 2, 180 00 Praha 8.