

Přehledný referát

UŽITÍ LOMOVÉ MECHANIKY PRO KERAMIKU

FRANTIŠEK KROUPA

Státní výzkumný ústav materiálů, Opletalova 25, 113 12 Praha

ÚVOD

Lomová mechanika se na základě předchozích dílčích prací formovala kolem roku 1960 v samostatný interdisciplinární obor. Klade si za úkol popsat zákonitosti šíření trhlin v tělesech tak, aby bylo možno předvídat jejich chování [1, 2].

To je jistě úkol technicky velice významný, neboť jeho plné vyřešení by umožnilo zatěžovat tělesa za takových podmínek, aby trhliny v nich existující se buď nešířily, nebo se šířily tak pomalu, aby během žádané doby exploatace nedošlo k porušení funkce tělesa. Z hlediska fyzikálního je tento cíl skromný: lomová mechanika se vůbec nezabývá otázkou nukleace trhlin — počáteční trhlinu předpokládá jako apriorně danou, a nezabývá se ani mikrofyzikálními mechanismy šíření trhlin. Tato nezávislost na mikrofyzikálních dějích, a tedy fenomenologický přístup, jí dodává obecnosti: metody lomové mechaniky je možno aplikovat na všechny materiály, v nichž se vyskytují trhliny, tedy jak na materiály kovové, tak i na plasty, sklo či keramiku [3]. Při praktické aplikaci na určitou skupinu materiálů je ovšem třeba v rámci lomové mechaniky přihlížet k specifičnosti mechanických vlastností materiálů projevujících se v celém objemu tělesa (pružnost, plasticita, creep, anizotropie atd.).

Lomová mechanika není jediným a univerzálním přístupem k problematice lomu. Je to přístup vhodný především při konstrukci zařízení a při hodnocení havarijních stavů, lze jej však využít i při empirickém zlepšování mechanických vlastností materiálů. Druhým významným přístupem k problematice lomu je přístup mikrofyzikální, studující mikroskopické mechanismy nukleace a šíření trhlin [2]. Jeho hlavním technickým významem je perspektiva systematického vývoje materiálů se zlepšenými mechanickými vlastnostmi.

V našem článku pojednáme (po seznámení se základy lomové mechaniky) o zvláštностech jejího užití na materiály keramické. Shrneme proto nejprve velice stručně i mikrofyzikální představy o zvláštностech mechanických vlastností a o nukleaci a šíření trhlin v keramice. V závěru pak ilustrujeme přístup lomové mechaniky při diskusi vlivu různých faktorů, zvláště struktury a teploty, na lomové chování slinutého korundu.

POZNÁMKY K VLASTNOSTEM KERAMIKY A K MECHANISMU VZNIKU A ŠÍŘENÍ TRHLIN

Převládající iontové a kovalentní vazby jsou odpovědné za výrazné odlišnosti některých vlastností keramiky ve srovnání s kovy.

Tyto meziatomové vazby jsou řádově stejně silné a v některých případech i silnější než v kovech, a proto i elastické konstanty keramiky jsou vysoké (modul pružnosti v tahu E je řádu 100 až 500 GPa) a rovněž *ideální pevnost* R_{id} , tj. pevnost

v tahu dokonalé mřížky látek, z nichž je keramika složena, je ohromna. Je totiž $R_{10} \approx E/10$, tedy řádu 10 až 50 GPa, tj. řádově stejná a spíše o něco větší než u kovů [4]. Napětí blízkých ideální pevnosti se skutečně v keramice běžně dosahuje, bohužel však pouze lokálně, např. právě na čele trhlin.

Nepříznivý vliv typu vazby v keramice se projevuje v okolí mřížkových poruch, a tedy u těch mechanických vlastností, které jsou určeny vlastnostmi těchto poruch. Nejvýraznější záporný vliv má typ vazby v keramice na její schopnost plastické deformace, která je v krystalických látkách zprostředkována převážně pohybem dislokací.

V kovech jsou dislokace snadno pohyblivé a navíc kovová vazba vede na krystalové mřížky vysoké symetrie, dodávající dislokacím velký počet skluzových systémů. Z toho plyne i dobrá manévrovatelnost dislokací, která v kovech umožňuje dodání libovolného typu plastické deformace, potřebné např. na vzájemné přizpůsobování tvaru zrn při tváření polykrystalického materiálu nebo též k vytvoření účinné plastické zóny na čele trhlin.

Omezení pohyblivosti a manévrovatelnosti dislokací vlivem typu vazby je hlavní příčinou malé schopnosti plastické deformace keramických materiálů. V některých z nich mají sice dislokace dobrou pohyblivost, ale špatnou manévrovatelnost (v iontových krystalech s jednoduchou mřížkou, např. v MgO), v některých mají sice dislokace dobrou potenciální manévrovatelnost, ale špatnou pohyblivost (např. ve spinelu). Ve většině keramických materiálů pak mají dislokace současně malou pohyblivost i manévrovatelnost (např. v Al_2O_3 , SiO_2 , Si_3N_4 , SiC atd.). Pohyblivost a manévrovatelnost dislokací se však zlepšuje s rostoucí teplotou a existuje *přechodová teplota* T_p , nad kterou se tvárnost keramiky výrazně zlepší a přiblíží tvárnosti kovů. Tato teplota je však značně vysoká, u většiny keramických materiálů $T_p \approx 0,7$ až $0,9 T_0$, kde T_0 je teplota tavení v K (např. pro MgO je $T_p \approx 1700^\circ\text{C}$). Při dalších úvahách budeme uvažovat pouze chování keramiky pod touto přechodovou teplotou.

Typ vazby se projevuje i v tom, že pevnost hranic zrn v keramice je principiálně o něco nižší než v kovech.

Nedostatek schopnosti plastické deformace je hlavní příčinou snadného šíření trhlin v keramice. Na čele trhlin se na rozdíl od kovů nevytvoří účinná plastická zóna, která by absorbovala energii, zaoblovala čelo trhliny a relaxovala koncentraci napětí.

Malá schopnost plastické deformace se projevuje i v malém vnitřním tlumení, a tím i v malé odolnosti keramiky při rázovém namáhání. Energie rázu se přeměňuje na energii elastickou, dosáhne se snadno vysokých napětí vedoucích přímo k lomu nebo alespoň k vzniku a šíření mikrotrhlin, a tím k degradaci mechanických vlastností.

Mechanické vlastnosti keramiky jsou na rozdíl od kovů výrazně ovlivněny i *vlastnostmi tepelnými*. Anizotropie teplotní roztažnosti jednotlivých zrn i různá roztažnost jednotlivých fází způsobuje mikroskopická vnitřní pnutí, a to jednak při ochlazení ze slinovací teploty, jednak při tepelném namáhání. Tato vnitřní pnutí nemohou na rozdíl od kovů relaxovat plastickou deformací a mohou vést k nukleaci trhlin zvláště po hranicích zrn. Navíc malá tepelná vodivost keramiky vede ke vzniku silných vnitřních pnutí při gradientech teploty. To jsou hlavní důvody pro to, že výběr keramiky pro aplikace ve strojírenství při vyšších teplotách se soustřeďuje na materiály s malou teplotní roztažností a velkou tepelnou vodivostí, jako je Si_3N_4 a SiC.

Dosud zmíněné vlastnosti jsou principiální povahy a projevovaly by se i u doko-

nale slinuté keramiky bez pórů a bez dalších fází po hranicích zrn. U běžné keramiky přispívá navíc k snadnějšímu šíření trhlin po hranicích zrn nedokonalé slinuté hranice, existence pórů a jiných, zvláště skelných fází po hranicích zrn.

Nukleace trhlin zvláště po hranicích zrn je proces tak snadný, že mu prakticky zatím nelze zabránit. Mikrotrhliny vznikají jednak již v průběhu výroby keramiky, jednak při jejím zatěžování, a to zvláště v místech, kde se sčítají vnější napětí s vnitřními. Vedle mikrotrhlin po částech faset zrn o rozměrech od 0,1 do 1 μm vznikají místy i trhliny velikosti rozměru zrn; to je jedna z příčin výhodnosti jemnozrnné keramiky. Zdá se však, že nelze vzhledem k nereprodukovatelnosti procesu výroby keramiky zabránit ani tomu, aby na ojedinělých místech, zvláště u povrchu, vznikaly i trhliny větších rozměrů, o řádových velikostech od 10 do 100 μm . Největší z těchto apriorních trhlin jsou právě místy, z nichž se pak šíří lom.

Velké nebezpečí těchto apriorních trhlin je v tom, že jsou ostré, tj. jejich tloušťky v blízkosti čela jsou atomových rozměrů.

Vzhledem k snadné nukleaci ostrých trhlin se stává ústřední otázkou mechanických vlastností *šíření trhlin* v keramice.

Základním mikroskopickým mechanismem šíření těchto trhlin je přerušování atomových vazeb vlivem vysoké koncentrace tahových napětí před čelem trhliny (kde se lokálně dosahuje napětí blízkých ideální pevnosti) většinou podél hranic zrn, v některých místech však i uvnitř zrn. Doprovodné procesy, které mohou poněkud zvýšit absorpci energie, jsou např. vznik a mírné rozšiřování mikrotrhlin v okolí čela trhliny, v některých případech i vznik a pohyb dislokací v okolí čela trhliny (i když bez vytvoření účinné plastické zóny), vznik dvojčat, vynucení fázových transformací v okolí čela trhliny a větvení trhliny.

Při dostatečně velkých napětích proběhne lom rychle jako lom křehký. Významným dějem je však u keramiky i pomalý podkritický růst trhlin při menších napětích, a to vlivem tepelné aktivace i vlivem chemické aktivace (v závislosti na složení okolního prostředí) na porušování atomových vazeb na čele trhliny. Důsledkem tohoto jevu je degradace vlastností (tj. nárůst trhlin) nejen při mechanických a tepelných rázech, ale i při statickém namáhání, kdy se projevuje jako tzv. statická únava nebo zpožděný lom. U keramiky proto závisí i při statickém namáhání pevnost na době zatěžování, jinými slovy různým napětím odpovídá různá doba do lomu neboli životnost. Naproti tomu cyklická únava (která je výrazná u kovů jako důsledek plastické deformace při cyklickém namáhání) se u keramiky nezdá probíhat rychleji než únava statická.

Lomová mechanika musí při svém fenomenologickém přístupu přihlížet k specifickým vlastnostem keramiky, projevujícím se jednak v celém objemu tělesa, jednak v okolí čela trhliny:

Těleso jako celek je možno s dobrou přibližností pokládat za elastické, a to vzhledem k polykrystalické struktuře bez výrazné textury za izotropní, pro jednoduchoost (a vzhledem k malým rozměrům zrn a dalších fází) za homogenní.

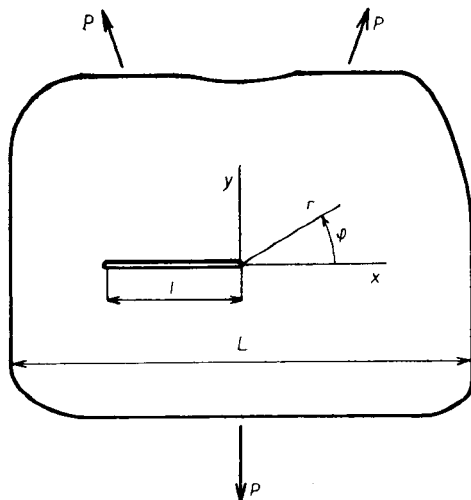
Těleso obsahuje apriorní ostré trhliny.

Zóna na čele trhliny (nazývaná procesová zóna), ve které dochází při zatěžování tělesa k procesům porušování, je malá (vůči rozměrům trhliny i např. vůči rozměrům zrn) a je ji možno charakterizovat čarovým čelem trhliny.

Hlavním úkolem lomové mechaniky pro keramiku je popis křehkého lomu, popis podkritického šíření trhliny a nalezení materiálových vlastností určujících toto chování. Zvýšená pozornost musí být u keramiky věnována též chování trhlin při působení vnitřních, zvláště tepelných pnutí, a při tepelných a mechanických rázech.

Lomovou mechaniku můžeme v jejím interdisciplinárním přístupu rozdělit na část teoretickou a část experimentální.

Ve své teoretické části uvažuje těleso určitého tvaru a rozměrů (symbolicky označíme souhrn geometrických údajů o tělese písmenem L), které obsahuje trhlinu (geometrické údaje o poloze, tvaru a velikosti trhliny označíme písmenem l) a je zatíženo vnějším zatížením (údaje o zatížení označíme P), obr. 1. Mechanické



Obr. 1. Trhlina v tělese zatěžovaném vnějšími silami.

vlastnosti materiálu tělesa (v rámci mechaniky kontinua) jsou uvažovány pro případ, kdy se trhlina nešíří (označíme jako M), nejsou v nich tedy nijak zahrnuty schopnosti materiálu odolávat šíření trhlín.

Hnací parametr X

Prvým krokem je zavedení parametru lomové mechaniky, který budeme zatím obecně značit X a který má jednoznačně charakterizovat „hnací“ účinek soustavy zatížené těleso-vnější síly na čelo trhliny. Tento parametr X nemusí mít názorný fyzikální význam, musí však být jednoznačně definován tak, aby jej bylo možno vypočítat metodami mechaniky kontinua jako funkci veličin charakterizujících trhlínu, těleso, zatížení a případně i materiál tělesa v rámci mechaniky kontinua, tj. jako

$$X = X(l, L, P, M). \quad (1)$$

Uvedme jako zdánlivě velice bizarní případ tuto volbu parametru X : Volíme za X hodnotu tahového napětí σ_y působícího kolmo k rovině trhliny (obr. 1) ve vzdálenosti $16 \mu\text{m}$ před čelem trhliny, tj. $X = \sigma_y(16 \mu\text{m}, 0)$. Při výpočtu parametru X v tomto případě bychom mohli nejprve řešit úplné rozložení všech složek napětí v celém tělese a pak teprve určit hledanou speciální hodnotu, nebo lépe volit speciální způsob výpočtu, který určuje pouze hodnotu σ_y v rovině trhliny. Hodnota jediné složky napětí v jediném bodě obsahuje jen nepatrnou část informace o stavu napjatosti v tělese, avšak právě vhodnou volbou parametru X chce lomová

mechanika ze záplavy informací vybrat jediný údaj, který rozhoduje o hnačím účinku na čelo trhliny.

V případě, kdy k zavedení parametru X uijeme pouze představ teorie pružnosti, mluvíme o *lineární lomové mechanice*.

V případě, kdy uvažujeme vytvoření plastické zóny (nebo jiné zóny se zvýšenou absorpcí energie) v okolí čela trhliny, mluvíme o *nelineární lomové mechanice*. V jejím rámci je možno užít jednoduchých parametrů X geometrických (plastické rozevření v kořeni trhlín, délka plastické zóny) nebo složitějších parametrů založených na energetických úvahách. Jelikož užití nelineární lomové mechaniky má pro keramiku spíše perspektivní význam buď pro velmi vysoké teploty, nebo v případě, kdy se podaří výrazně zvýšit absorpci energie před čelem trhliny, nebudeme se jí v dalším výkladu podrobněji věnovat.

Zdůrazněme, že parametr X je výsledkem výpočtu v rámci mechaniky kontinua pro stojící trhlinu a že tedy nezávisí na materiálových vlastnostech, charakterizujících odpor proti šíření trhliny. Může záviset na objemových (elastických, plastických, creepových) mechanických vlastnostech a pouze jejich prostřednictvím na teplotě.

Kritérium stability trhliny — kritická hodnota parametru X

Lomová mechanika postuluje, že k náhlému lomu nedojde (tj. trhlina se nebude rychle šířit), když

$$X < X_c, \quad (2)$$

kde X_c , které budeme nazývat kritická hodnota parametru X , představuje novou materiálovou vlastnost (jinou než objemové mechanické vlastnosti, které jsme značili M). X_c charakterizuje odpor, který materiál klade šíření trhliny. Pro hodnoty hnačího parametru $X > X_c$ tedy trhlina ztratí stabilitu a rychle se rozšíří.

Hodnota této materiálové „konstanty“ X_c pro materiál určitého chemického složení bude velice ostře závislá na struktuře (a tedy na způsobu zpracování) a také na teplotě (silněji než objemové mechanické vlastnosti M) a na složení okolního prostředí. Pro některé volby parametru X najdeme v literatuře snahy o odvození kritéria stability trhliny $X < X_c$ na základě mikrofyzikálních představ nebo energetických úvah. Z hlediska fenomenologického přístupu lomové mechaniky je však možno pokládat toto kritérium stability za postulát a jeho platnost pak musí být experimentálně ověřována. Toto ověřování má prokázat, že X_c je pro určitý materiál za stejných vnějších podmínek (teplota, složení okolního prostředí) skutečně materiálová konstanta, tj. že nezávisí na tvaru a velikosti tělesa ani trhliny a typu zatížení, to je na veličinách L, l, P .

Měření X_c

Měření kritické hodnoty parametru X_c je možno provést tímto obecným způsobem: Zvolí se těleso určité velikosti a tvaru s určitou trhlinou a způsobem zatížení (u kovových materiálů jsou již rozměry vzorku, způsob zatížení i způsob výroby trhliny zavedeny normami), odpovídající veličiny pro tento vzorek označíme l_n, L_n, P_n, M . Zvyšujeme zatížení P_n a zjistíme jeho velikost P_{nc} v okamžiku, kdy se trhlina začíná šířit. U vzorku známe výraz pro určení hnačího parametru $X = X(l_n, L_n, P_n, M)$ a materiálovou konstantu X_c můžeme tudíž vypočítat jako hodnotu parametru X při kritickém zatížení P_{nc} .

$$X_c = X(l_n, L_n, P_{nc}, M). \quad (3)$$

V případě, kdy parametr X má jednoduchý, např. geometrický význam, můžeme měřit jeho kritickou hodnotu X_c přímo (např. rozevření v kořeni trhliny nebo délku plastické zóny při začátku šíření trhliny).

Měření X_c je nedílnou součástí lomové mechaniky, patří v jejím interdisciplinárním přístupu k experimentální části.

Všimněme si, že měření X_c je možno využít při vývoji materiálů s vyšší odolností proti lomu bez znalostí o mikroskopických mechanismech šíření trhlin, a to tím, že zjišťujeme vliv různé technologie (vedoucí např. na různé rozměry zrn, různou pórovitost atd.) na X_c .

Defektoskopie

Nedílnou součástí lomové mechaniky je defektoskopie při zjišťování velikosti a tvaru trhlin, a to jednak na zkušebním vzorku při měření X_c , jednak na skutečném tělese, v němž uvažujeme šíření trhliny a počítáme parametr X . Zatímco vhodné defektoskopické metody jsou pro kovové materiály k dispozici, je určování velikosti trhlin nebo i jejich pouhá indikace v materiálech keramičkových nejzávažnějším problémem při aplikaci metod lomové mechaniky. Velikosti trhlin, z nichž se může šířit lom, jsou v nich totiž velmi malé (řádu 10 až 100 μm), tj. na rozhraní citlivosti běžných defektoskopických metod. Účinnost užití lomové mechaniky na keramičké materiály je proto závislá na dalším vývoji defektoskopických metod.

Dimenzování součástí

Vztahu pro stabilitu trhliny $X(l, L, P, M) < X_c$, v němž na levé straně je matematický výraz a na pravé straně materiálová konstanta, můžeme užít k dimenzování součástí. Např. při daných materiálových vlastnostech X_c , E , předepsaném tvaru a velikosti tělesa L a zatížení P můžeme vypočítat kritické délky trhliny l_c a provozovat pouze tělesa s trhlínami podkritických délek $l < l_c$.

Nadkritické šíření trhliny a zastavení trhliny

Pro $X > X_c$ se trhlina rychle šíří a rychlost tohoto šíření $v = dl/dt = v(X)$ se může blížit až rychlosti zvuku v uvažovaném materiálu. Z podrobných teoretických rozborů (viz např. [2]) upozorníme na tento výsledek: Při rychlém šíření se mění rozdělení napětí před čelem trhliny tak, že vytváří podmínky pro vybočování a větvení trhliny. K větvení trhliny přispívá i mezikrystalový charakter lomu.

Velký technický význam má otázka zastavení šířící se trhliny. Při křehkém lomu k zastavení nedochází proto, že s rostoucí délkou trhliny i hnací parametr X dále stoupá. V nehomogenních materiálech může dojít k zastavení trhliny tím, že čelo trhliny přejde do míst s vyšší kritickou hodnotou X_c (např. do míst o vyšší teplotě). V homogenních materiálech se může trhlina zastavit tehdy, když čelo přejde do míst s nižší hodnotou hnacího parametru X (tedy do míst s nižšími napětími, např. u těles zesílených žebry) nebo když poklesne X při časově proměnném zatížení (např. při mechanických a tepelných rázech). Hodnota parametru X , při které se trhlina zastaví, je další materiálovou veličinou lomové mechaniky a značí se X_a (podle anglického crack arrest). Obecně je $X_a \leq X_c$, v keramice se obvykle bere $X_a = X_c$.

Podkritické šíření trhliny

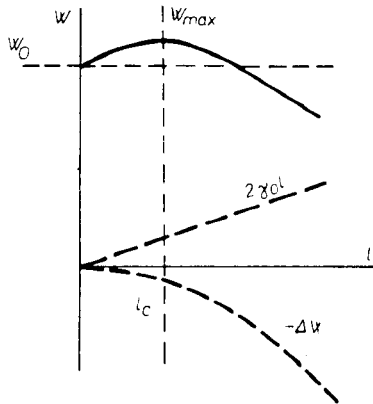
V řadě materiálů se trhlina šíří pomalu i při hodnotách hnacího parametru $X < X_c$ a zpravidla lze nalézt prahovou hodnotu $X = X_0$ (další materiálová konstanta lomové mechaniky) potřebnou pro toto podkritické šíření, k němuž pak tedy

dochází pro hodnoty X z intervalu $X_0 < X < X_c$. Závislost rychlosti šíření trhliny na parametru X je obvykle složitá a často se aproximuje mocninovým vztahem $v = dl/dt = AX^n$, případně $v = B(X - X_0)^m$, kde A , n (případně B , m) jsou materiálové konstanty, závislé ovšem na teplotě a na okolním prostředí.

Zatímco u kovových materiálů má podkritický růst trhlín při statickém zatěžování význam až při vysokých teplotách v podmínkách creepu, je tento jev neobyčejně významný pro keramické materiály již při pokojových teplotách a s rostoucí teplotou se dále urychluje. Při statickém zatížení nebo i při pomalu rostoucím zatěžování, např. ve zkušebním stroji, dochází nejprve k pomalému růstu trhlín podkritických délek a po dosažení kritické délky trhliny k náhlému lomu.

POZNÁMKA KE GRIFFITHOVĚ KRITÉRIU

Jednoduché energetické kritérium pro šíření trhliny navrhl Griffith již v roce 1920. Vyšel z energetické bilance soustavy: těleso ve stavu napjatosti a trhlina (neuvažoval práci vnějších sil, což odpovídá případu pevně držených zatížených částí povrchu tělesa). Celková energie této soustavy (na jednotkovou tloušťku ve směru z) je $W = W_0 - \Delta W + 2\gamma_0 l$, kde W_0 je elastická energie, jakou by mělo těleso bez trhliny při témže zatížení, $\Delta W(l)$ část elastické energie uvolněná relaxací napětí v okolí trhliny a $2\gamma_0 l$ je celková povrchová energie trhliny (γ_0 je povrchová energie, přesněji řečeno hustota povrchové energie na jednotku plochy).



Obr. 2. Změna celkové energie napjatého tělesa s trhlinou, $W = W_0 - \Delta W + 2\gamma_0 l$, v závislosti na délce trhliny l , podle Griffithe.

Griffith tedy uvažoval čistě elastické chování v objemu tělesa a čistě křehké chování trhliny, na jejíž vznik je třeba dodávat pouze povrchovou energii nově vznikajících povrchů. V tělesech o rozměrech značně větších než je délka trhliny (Griffith uvažoval těleso nekonečné) je úbytek elastické energie $\Delta W = \alpha\sigma^2 l^2 / (2E)$, kde σ je působící tahové napětí, E modul pružnosti v tahu a hodnota konstanty α je v případě rovinné deformace (těleso nekonečné i ve směru z) $\alpha = \pi(1 - \nu^2)/2$, kde ν je Poissonova konstanta. W prochází v závislosti na l maximem (obr. 2), pro jehož polohu dostáváme z podmínky $\partial W / \partial l = 0$ vztah $l_c = 2\gamma_0 E / (\alpha\sigma^2)$. V soustavě budou probíhat děje tak, aby se celková energie zmenšovala. Existuje-li

tedy proces, kterým se může trhlinka zkracovat nebo prodlužovat, pak při konstantním napětí σ je při $l = l_c$ soustava vůči tomuto procesu v labilní rovnováze, pro $l < l_c$ by se trhlinka měla zkracovat (k tomuto procesu zpravidla nedochází, atomové síly se znovu nenaváží) a pro $l > l_c$ se ztrácí stabilita proti šíření trhliny. K tomuto procesu skutečně dojde, je-li trhlinka ostrá a koncentrace tahových napětí na čele trhliny postačí k narušování atomových vazeb. Zpravidla se Griffithovo kritérium uvádí v toto tvaru: Trhlinka je stabilní vůči šíření při napětí $\sigma < \sigma_{Gr}$ a šíří se nestabilně při $\sigma > \sigma_{Gr}$, kde Griffithovo napětí $\sigma_{Gr} = \sqrt{[2\gamma_0 E / (\alpha l)]}$.

Uvedeme několik připomínek ke Griffithovu kritériu z hlediska lomové mechaniky:

Všimněme si, že energetické úvahy nestačí k předvídání chování trhliny, je třeba uvažovat i mikroskopický proces jejího šíření (např. k zkracování trhliny nedochází, i když by tím energie klesala).

Uvažovala se minimalizace vnitřní energie tělesa W , což odpovídá případu, kdy zatížení je vyvozováno tak, že na kraji tělesa jsou dána konstantní posunutí. V technicky častějších případech, kdy na kraji tělesa jsou dány vnější síly, které mohou konat práci, se soustava snaží minimalizovat celkovou entalpii $\bar{W} - L_v$, kde L_v je práce vnějších sil. Při šíření trhliny pak často W dokonce stoupá a energie na rozšiřování trhliny se hradí z práce vnějších sil. I v tomto případě však zůstává výraz pro σ_{Gr} zachován.

Griffith předpokládal, že na vznik jednotkové plochy trhliny je třeba dodat pouze povrchovou energii $2\gamma_0$, kde pro pevné látky je γ_0 rovno řádově 1 J/m^2 . Griffithova kritéria se však brzy začalo používat i na případy, kdy se na čele trhliny vytváří plastická zóna a kdy i mechanismus šíření je složitější než pouhé narušování atomových vazeb. V tomto případě je třeba v kritériu nahradit povrchovou energii $2\gamma_0$ efektivní lomovou energií γ_{ef} , kde $\gamma_{ef} = 2\gamma_0 + \gamma_{pl} + \gamma_{kin}$. Zde značí γ_{pl} energii absorbovanou v plastické zóně (nebo zóně absorbující energii jinými mechanismy, např. fázovými transformacemi), která přejde z větší části v teplo, γ_{kin} je kinetická energie elastických vln vysílaných od čela trhliny, případně kinetická energie úlomků v závěrečném stádiu lomu, kterou můžeme v počátečním stádiu lomu zanedbat. U kovů je $\gamma_{pl} \approx (10^4 \div 10^5) \text{ J/m}^2$, a tedy převyšuje řádově přínos povrchové energie.

Všimněme si ještě, že Griffithovo kritérium stability trhliny $\sigma < \sigma_{Gr}$ nemá strukturu kritéria lomové mechaniky $X < X_c$. Griffithovo napětí σ_{Gr} totiž není materiálová konstanta určující odpor proti šíření trhliny, neboť závisí i na délce trhliny l . Takovou materiálovou konstantou je v Griffithově pojetí γ_{ef} a Griffithovo kritérium formálně přiblížíme kritériu lomové mechaniky, přepíšeme-li je do tvaru (např. pro rovinnou deformaci)

$$(\pi/2) (1 - \nu^2) (l/E) \sigma^2 < \gamma_{ef}, \quad (4)$$

kde levá strana má funkci hnačícího parametru X , pravá strana funkci jeho kritické hodnoty X_c .

Z hlediska přístupu lomové mechaniky má Griffithovo kritérium hlavní nedostatek v tom, že nebere v úvahu tvar a velikost tělesa, polohu trhliny a rozmístění vnějších sil. Je sice vhodným kritériem pro šíření trhliny, ale pouze v nekonečném tělese (kritérium (4) neobsahuje rozměry tělesa L) při prostém tahu.

Griffithovo kritérium tak patří k prehistorii lomové mechaniky, která na něj vlastně navazuje a snaží se odstranit jeho nedostatky. Hlavní pokrok lomové mechaniky spočívá v tom, že uvažuje šíření trhliny v reálných konečných tělesech s reálným zatížením.

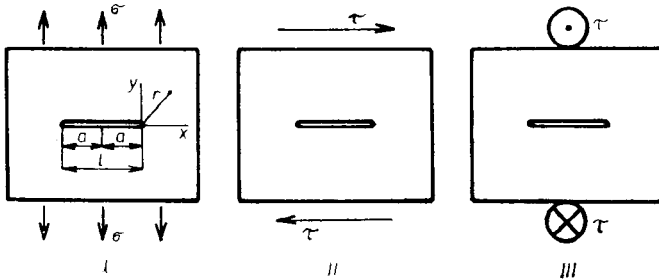
LINEÁRNÍ LOMOVÁ MECHANIKA

Lineární lomová mechanika předpokládá elastické chování tělesa, zpravidla v rámci klasické lineární izotropní teorie pružnosti. Základní fyzikální nedostatek tohoto pojetí je v tom, že koncentrace napětí u čela ostré trhliny se blíží nekonečnu. To je však současně vítané zjednodušení, které činí lineární lomovou mechaniku jednoduchou a na němž je vlastně vybudována. Provedeme-li totiž rozvoj řešení v řadu v libovolném bodě čela trhliny, zjistíme (viz např. [1], [5]), že napětí σ_{ij} mají tvar (v polárních souřadnicích r, φ v rovině kolmé k čelu trhliny)

$$\sigma_{ij} = A_{ij} r^{-1/2} f_{ij}(\varphi) + g_{ij}(r, \varphi), \text{ kde } \lim_{r \rightarrow 0} g_{ij}(r, \varphi) = 0.$$

V okolí čela tedy převládá první člen se singularitou typu $\sigma_{ij} \sim 1/\sqrt{r}$. Koefficient uměrnosti A_{ij} je závislý na l, L, P a je třeba jej vypočítat v rámci řešení stavu napjatosti v tělese s trhlinou při daných krajových podmínkách. V případě, kdy krajová podmínka je dána rozmístěním sil, A_{ij} nezávisí na elastických konstantách, tj. na M .

Při diskusi pole napětí se zpravidla pro jednoduchost předpokládá, že na čele převládá jeden ze tří případů zatížení podle obr. 3, nazývaných mód *I, II, III*, a všechny veličiny se označují příslušným indexem (např. parametr X_I, X_{II}, X_{III}). V dalším výkladu budeme uvažovat pouze mód *I*, kdy na čele trhliny převládá a o jejím šíření rozhoduje tahové napětí, a index *I* budeme vynechávat.



Obr. 3. Speciální případy zatížení trhliny: I ... tahem σ , II ... smykovým napětím τ kolmo k čelu trhliny, III ... smykovým napětím τ rovnoběžně s čelem trhliny.

V rovině trhliny pak dostáváme pro tahové napětí ve směru kolmém k rovině trhliny, tj. pro $\varphi = 0$ a tedy $y = 0, x = r \ll l$,

$$\sigma_y = \frac{K(l, L, P)}{\sqrt{(2\pi)}} \frac{1}{\sqrt{r}}, \tag{5}$$

neboť v tomto případě $f_{ij} = 1$ a veličinu A_{ij} označíme z formálních důvodů jako $K/\sqrt{(2\pi)}$ (k zavedení faktoru $\sqrt{(2\pi)}$ ve výrazu pro napětí vedla snaha, aby se tento faktor nevyškytoval ve výrazech pro energii).

Trhlina se přitom sice rozevře, avšak toto rozevření je v kořeni trhliny ($r = 0$) nulové. Pro rozevření trhliny Δv platí (pro $y = 0, x < 0, -x = r \ll l$)

$$\Delta v = v^+ - v^- = \frac{K}{\sqrt{(2\pi)}} \frac{8(1 - \nu^2)}{E} \sqrt{r}. \tag{6}$$

Veličina K se nazývá *součinitel intenzity napětí* a je dnes přednostně užívaným hnacím parametrem X lineární lomové mechaniky. Získá se elastickým výpočtem a zpravidla se udává ve tvaru $K = P/\sqrt{l}Y(l, L_t)$, případně $K = \sigma/\sqrt{(\pi l)}Y(l, L_t)$ (v případě centrální trhliny se často užívá poloviční délky $l/2 = a$), kde σ je tahové napětí, které by působilo v tělese bez trhliny. Veličina Y je funkcí (často velmi složitou) rozměru tělesa a trhliny a nazývá se kalibrační faktor.

Fyzikální rozměr součinitele intenzity napětí je $\text{N m}^{-3/2} = \text{Pa m}^{1/2}$, v praxi se používá výhradně jeho násobku 10^6 , tj. $\text{MPa m}^{1/2}$. Fyzikální význam K plyne z rovnice (5): je to konstanta úměrnosti udávající mohutnost koncentrace napětí typu $1/\sqrt{r}$; napětí v místě r vypočítáme, vydělíme-li K hodnotou $\sqrt{(2\pi r)}$. Numericky je hodnota K (udaná v $\text{MPa m}^{1/2}$) rovna napětí σ_y (v MPa) podle vzorce (5) ve vzdálenosti $2\pi r = 1$, tj. $r \approx 0,16 \text{ m}$, v této vzdálenosti ovšem vzorec (5), charakterizující pouze čelo trhliny, ztrácí platnost. Proto jsme uvedli jako příklad parametru X tuto interpretaci K : Hodnota $100 K$ udává napětí ve vzdálenosti $r = 16 \mu\text{m}$ před čelem trhliny (v této vzdálenosti, alespoň u keramiky bez plastické zóny, můžeme skutečně taková napětí očekávat).

Lineární lomová mechanika pak postuluje kritérium stability trhliny

$$K < K_c, \quad (7)$$

kde materiálová konstanta K_c , kritická hodnota součinitele intenzity napětí, se nazývá *lomová houževnatost*.

Kritéria (7) se používá s úspěchem pro širokou třídu materiálů s malou plastickou zónou a zdá se být dobře fyzikálně zdůvodněno zvláště pro keramiku, kde o šíření trhliny rozhoduje právě koncentrace tahových napětí před čelem trhliny. To, že při teoretickém zavedení K se uvažuje na čele trhliny pro $r = 0$ napětí nekonečně veliké (rov. (5)), ve skutečnosti nevádí. Toto řešení neplatí v oblasti několika atomových vzdáleností před čelem trhliny, kde bude sice napětí velké, ale konečné, součinitel intenzity napětí $K(l, L, P)$ však dobře charakterizuje tuto koncentraci napětí a vzorec (5) dobře vystihuje závislost napětí na r před čelem trhliny.

Součinitel intenzity napětí K rozhoduje i o podkritickém růstu trhlín v keramice a pro rychlost podkritického šíření trhliny se užívá vztahu $v = AK^n$.

Užití součinitele intenzity napětí je tak rozšířeno, že již byl vypočten pro řadu tvarů tělesa s trhlínami a výrazy pro K jsou tabelovány, např. v [6].

Lomová houževnatost K_c se měří podle obecného postupu nastíněného rovnicí (3).

Upozorníme ještě, že i v rámci lineární lomové mechaniky se používá další dvojice parametrů X a X_c , totiž *hnací síla trhliny* G a její kritická hodnota G_c . Je definována vztahem $G = -\partial(W - L_v)/\partial l$ a můžeme ji chápat jako sílu působící na jednotku délky čela trhliny. Při posuvu čela trhliny o dl se vykoná (na úkor elastické energie tělesa W a práce vnějších sil L_v) práce Gdl . Jinými slovy je G též rovno energii, kterou soustava těleso + vnější síly uvolní, když se plocha trhliny zvětší o jednotkovou plochu (G je proto možno nazývat i měrnou uvolňovanou energií). Těmto významům odpovídá i fyzikální rozměr G , totiž $\text{N/m} = \text{J/m}^2$.

Pro lineární lomovou mechaniku nepřináší G nic nového, neboť na základě úvah pro elastické těleso (s využitím vztahů (5), (6)) je možno odvodit vztah mezi K a G ,

$$G = K^2(1 - \nu^2)/E, \quad (8)$$

platný pro případ rovinné deformace [1].

Kritérium stability trhliny

$$G < G_c \quad (9)$$

je proto ekvivalentní kritériu (7) a i mezi kritickými hodnotami G_c a K_c platí vztah (8). Nicméně kritérium (9) přináší zajímavou fyzikální interpretaci. *Kritická hodnota* G_c má význam energie, kterou je v daném materiálu nutno dodat na rozšíření trhliny o jednotkovou plochu, a je tedy totožná s efektivní povrchovou energií trhliny γ_{ef} užívanou v Griffithovu kritériu,

$$G_c = \gamma_{ef}. \quad (10)$$

G je tudíž hnací parametr, příslušný efektivní lomové energii jako kritické hodnotě. Použitím (9) a (8) a vztahu $K = \sigma Y / \sqrt{\pi l / 2}$ dostaneme tedy zobecnění Griffithova kritéria,

$$(\pi/2) (1 - \nu^2) (l/E) \sigma^2 Y^2(l, L_t) < G_c, \quad (11)$$

kteřé ve srovnání s původním Griffithovým kritériem (4) zahrnuje i vliv velikosti a tvaru tělesa.

Starší práce o lomu keramiky užívaly jako materiálové konstanty γ_{ef} , novější práce užívají převážně K_c . Pro hrubou orientaci uvádíme v tab. I vztah mezi

Tabulka I

Převod mezi hodnotami lomové houževnatosti K_c a efektivní lomové energie γ_{ef} podle vztahu $\gamma_{ef} \approx K_c^2/E$ pro zvolené hodnoty modulu pružnosti v tahu E

K_c [MPa m ^{1/2}]	γ_{ef} [J/m ²]		
	$E = 400$ GPa	$E = 200$ GPa	$E = 100$ GPa
0,5	0,625	1,25	2,5
1	2,5	5	10
5	62,5	125	250
10	250	500	1000
20	1000	2000	4000
50	$6,25 \cdot 10^3$	$1,25 \cdot 10^4$	$2,5 \cdot 10^4$
100	$2,5 \cdot 10^4$	$5 \cdot 10^4$	10^5

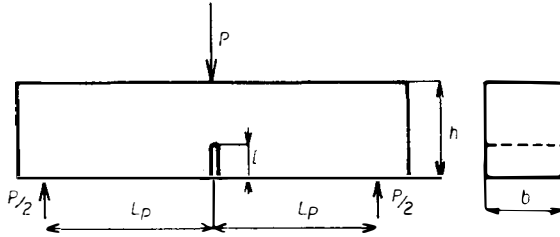
K_c a γ_{ef} pro některé zvolené hodnoty modulu pružnosti v tahu E . Upozorníme, že tradiční keramice odpovídají hodnoty řádu $K_c \approx 0,5$ MPa m^{1/2}, nejlepší současně užívané keramice $K_c \approx 5$ MPa m^{1/2} a keramice v současné době ve vývoji $K_c \approx 10$ MPa m^{1/2}. Vyšší hodnoty běžné u kovů ($K_c \approx 100$ MPa m^{1/2}) nejsou dosud u keramiky dosahovány a ani ve výzkumu nejsou ujasněny cesty, jakými by se jim mohlo přiblížit.

PEVNOST V OHYBU, PŘÍPADNĚ V TAHU A STATISTICKÝ PŘÍSTUP K PEVNOSTI KERAMIKY

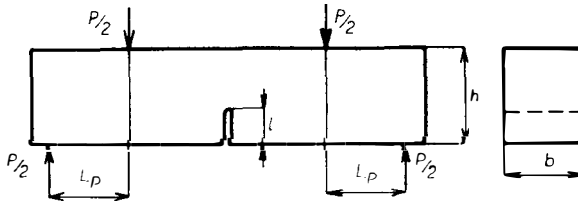
Jako pevnostní charakteristika keramiky se dosud udávala zpravidla pevnost v ohybu, měřená na hladkém vzorku (tj. na vzorku bez záměrně připravené trhliny) při tří- nebo čtyřbodovém ohybu. Pevnost v ohybu R_{OH} je rovna tahovému

napětí v krajních vláčknech σ_{OH} ($\sigma_{OH} = 3PL_p/(bh^2)$), kde L_p je rameno síly, h je výška a b tloušťka vzorku, obr. 4, 5) při dosažení maximální síly vedoucí k lomu, tedy $R_{OH} = 3P_{max}L_p/(bh^2)$.

Z hlediska lomové mechaniky není ovšem R_{OH} materiálová konstanta. Lom vychází z povrchové trhliny (jejíž délku l_0 zpravidla neznáme) a pevnost v ohybu proto závisí jednak na délce této trhliny, jednak na materiálové konstantě charakterizující odpor proti šíření trhliny, tj. na K_c .



Obr. 4. Vzorek pro měření lomové houževnatosti K_c třibodovým ohybem na tělese s trhlinou. Pro součinitele intenzity napětí platí $K = \sigma_{OH}/lY(l/h)$, kde $\sigma_{OH} = 3PL_p/(bh^2)$, $Y(l/h) = 1,93 - 3,07(l/h) + 14,53(l/h)^2 - 25,11(l/h)^3 + 25,8(l/h)^4$, $l/h < 0,6$, $L_p/h \approx 4$.



Obr. 5. Vzorek pro měření lomové houževnatosti K_c čtyřbodovým ohybem na tělese s trhlinou. Součinnosti intenzity napětí $K = \sigma_{OH}/lY(l/h)$, kde $\sigma_{OH} = 3PL_p/(bh^2)$, $Y(l/h) = 1,99 - 2,47(l/h) + 12,97(l/h)^2 - 23,17(l/h)^3 + 24,18(l/h)^4$, $l/h < 0,6$.

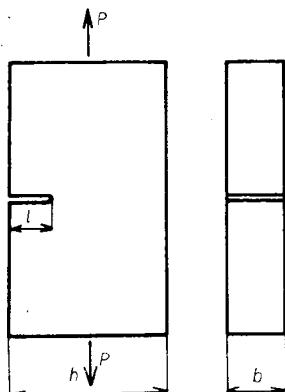
Jelikož $K = \sigma_{OH}/lY(l/h)$ a kalibrační faktor Y (viz obr. 4, 5) se pro malé trhliny ($l/h \ll 1$) blíží hodnotě 2, je $K_c \approx 2R_{OH}/\sqrt{l_0}$. Jestliže tedy změříme pevnost v ohybu R_{OH} a známe lomovou houževnatost K_c , můžeme vypočítat velikost trhliny l_0 , z níž byl lom iniciován (nebo při pomalém zatěžování délku, na níž zárodečné trhliny vyrostly v průběhu zatěžování), $l_0 \approx K_c^2/(4R_{OH}^2)$.

Tak např. pro slinutý jemnozrnný korund s hodnotou $K_c = 4 \text{ MPa m}^{1/2}$ odpovídá naměřeným hodnotám $R_{OH} = 200, 300, 400, 500, 600 \text{ MPa}$ délka zárodečné trhliny $l_0 = 100, 45, 25, 16, 11 \mu\text{m}$. Velký rozptyl naměřených hodnot pevnosti v ohybu tedy odpovídá různým velikostem zárodečné trhliny.

Je známo, že pevnost v tahu keramiky je menší než pevnost v ohybu a že má i větší rozptyl. Přitom kalibrační faktor Y (obr. 6) má v limitě pro $l/h \ll 1$ rovněž hodnotu blízkou 2. K vysvětlení tohoto jevu je třeba užít statistické teorie pevnosti.

V křehkých materiálech se lom šíří z největších trhlín v místech s největšími tahovými napětími a Weibulova statistická teorie pevnosti (viz např. [7]) vychází z rozdělení těchto extrémů. Např. při homogenním tahu σ je pravděpodobnost

P výskytu kritické trhliny v tělese objemu V rovna $P(\sigma, V) = 1 - \exp(-k V \sigma^N)$, kde k, N jsou materiálové konstanty. Pevnost tedy klesá s rostoucím objemem tělesa (pro hodnoty $N \approx 10$ až 20 , obvyklé u keramiky, vede zvýšení objemu o 3 řády k snížení pevnosti alespoň o 50 %).



Obr. 6. Prostý tah vzorku s trhlinou:

$$K = \sigma \sqrt{lY(l/h)}. \quad \sigma = P/(bh), \quad Y(l/h) = 1,99 - 0,41(l/h) + 18,7(l/h)^2 - 38,48(l/h)^3 + 53,85(l/h)^4, \quad l/h < 0,4.$$

Zatímco při ohybu je na plném napětí σ_{OH} jen tenký objem materiálu přilehlý k jedné povrchové ploše vzorku, je při homogenním tahu vystaven napětí σ nejen celý povrch, ale i celý vnitřek tělesa, a tedy řádově větší objem.

Statistický přístup je důležitým doplňkem lomové mechaniky u keramiky, kde zatím nedovedeme indikovat malé kritické trhliny, a to zvláště při posouzení vlivu velikosti na pevnost vzorku.

POZNÁMKY K TECHNICE MĚŘENÍ LOMOVÉ HOUŽEVNATOSTI A PODKRITICKÉHO RŮSTU TRHLIN U KERAMIKY

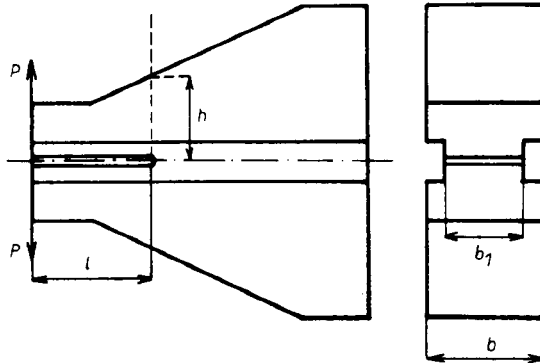
Tvary vzorků

Měření K_c se provádí na tělese pokud možno jednoduchého tvaru (u něhož známe výraz pro K , tj. i pro kalibrační faktor Y) s ostrou, záměrně vyrobenou trhlinou známé délky. Tvary a velikosti vzorků, způsob výroby trhliny a způsob zatížení nejsou u keramických materiálů zatím jednotné a zavedení norem je teprve otázkou budoucnosti.

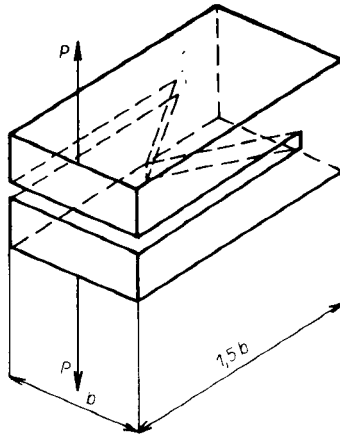
Zpravidla se u keramiky dává přednost typu vzorků, které umožňují využití zatěžovacího zařízení v tlaku. To je výhodné jak z hlediska přenášení síly na keramický vzorek, tak zvláště pro měření za vysokých teplot, kdy součásti zatěžovacího zařízení uvnitř pece jsou rovněž vyrobeny z keramiky.

Z toho důvodu se málo užívají typy vzorku obvyklé u kovových materiálů tzv. vzorky CT (compact tension, kompaktního tahového typu) a DCB (double cantilever beam, dvojitý vetknutý nosník). U keramiky se někdy používá obdoba DCB vzorků (obr. 7) s rozšiřujícím se průřezem, který má zaručit neproměnnost hodnoty K při šíření trhliny při studiu podkritického růstu trhliny, přičemž k vedení trhliny bývá vzorek opatřen vodícími bočními drážkami.

Nejčastěji se používá vzorků na tří- nebo čtyřbodový ohyb (obr. 4, 5), jejichž výhodou je jednoduchý tvar, tlakové zatížení a možnost užití pro vysoké teploty, nevýhodou je stoupání K při šíření trhliny, a tedy nevhodnost k studiu podkritického šíření a obtížné zastavení trhliny. Čelo trhliny se nejčastěji volí přímkové, někdy však ve tvaru V k snadné iniciaci ostré trhliny (přibližné výrazy pro kalibrační faktor Y jsou známy, viz např. [8], [9]). Užívá se též krátkých tyčí s klínovým čelem trhliny (obr. 8), se zatížením v tahu nebo vtlačování klínu, u nichž není třeba měřit délku trhliny a K_c se určuje z empirického vzorce po kalibraci zařízení.

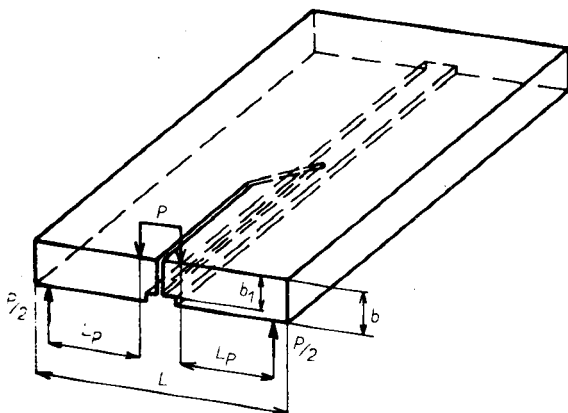


Obr. 7. Vzorek typu dvojitý vetknutý nosník (DCB, double cantilever beam) s rozšiřujícím se průřezem, a něhož při vhodném tvaru rozšíření (pro m přibližně konstantní) součinitel intenzity napětí K prakticky nezávisí na délce trhliny l : $K = 2P [m/(bb_1)]^{1/2}$, kde $m = 1/h + 3l^2/h^3$.



Obr. 8. Krátká tyč s čelem trhliny tvaru V , u níž k určení K_c není třeba měřit délku trhliny. K_c se vypočítává ze vztahu $K_c = AP_{\max}/b^{3/2}$, kde P_{\max} je maximální dosažená síla a A je empirická konstanta určená kalibrací celého zařízení.

K studiu podkritického šíření trhlin se nejčastěji používá vzorků pro tzv. dvojitý krut (DT, double torsion) opatřených vodičí drážkou, u nichž je K přibližně nezávislé na délce trhliny. Nevýhodou je složitý tvar čela trhliny, která se na horní ploše vzorku opožďuje (obr. 9).



Obr. 9. Vzorek pro dvojitý krut (DT, double torsion), u něhož K je přibližně nezávislé na délce trhliny,
 $K = PL_p[3(1 + \nu)/(Lb^3b_1)]^{1/2}$. Vzorku se užívá ke studiu podkritického šíření trhliny.

Na popsáných tělesech se měří K_c (z výrazu pro K při maximální síle P) nebo se měří závislost $\nu(K)$. Principiálně by na těchto vzorcích bylo možno zjišťovat přímo i $G_c = \gamma_{ef}$ (v anglické literatuře se taková metoda nazývá work of fracture) tak, že by se pořídil záznam síly v závislosti na posunutí jejího působíště a z plochy diagramu by se určila práce vnějších sil. Toto určení se však pokládá za velmi nepřesné (značná část této práce se vynaloží nejen na vznik lomové plochy, ale i na plastičnou deformaci vzorku, tření v podporách atd.), a proto se od přímého měření γ_{ef} upouští (γ_{ef} je možno vypočítat z teoretického vzorce pomocí změřeného K_c).

Velikost zkušebních těles volí různí autoři různě, např. u ohybových vzorků od $3 \times 3 \times 12 \text{ mm}^3$ až např. $50 \times 65 \times 280 \text{ mm}^3$.

Výroba trhliny

Trhлина se obvykle simuluje zářezem tenkým diamantovým kotoučem. Z hlediska lomové mechaniky by měla být trhлина ostrá; ukazuje se však, že naměřené hodnoty K_c se při šířkách zářezu pod $80 \mu\text{m}$ již jen málo mění [9]. Někteří autoři se snaží o vytvoření ostré zárodečné trhliny vycházející z tohoto zářezu, a to podkritickým růstem trhliny, např. při konstantním zatížení nebo rozevíráním zářezu klínem (viz např. [10]). To není třeba u čela trhliny tvaru V, kde při zatěžování automaticky nukleuje ostrá trhлина.

Alternativní metodou přímé přípravy ostré trhliny je její vznik při vpichu tvrdoměrem (viz např. [10]). Zatímco při užití Vickersova tvrdoměru vychází trhliny ze 4 rohů čtvercového vpichu, je výhodnější užít tvrdoměru Knoopova s vpichem tvaru protáhlého kosočtverce (užívaného hlavně v USA), který vede na vznik jediné trhliny s čelem přibližně tvaru půlelipsy. Takto vzniklé ostré trhliny je možno užít k zjištění hodnoty K_c dvojitým způsobem. Při prvním se odhadne K_c z délky vzniklé trhliny na základě teoretických úvah o šíření a zastavení trhliny v nehomogenním poli napětí v okolí vpichu (případně z empirického vzorce po kalibraci); určuje se vlastně hodnota K_a pro zastavení trhliny. Při druhém způsobu se užije vzorku s takto připravenou ostrou trhlinou k určování K_c z ohybové zkoušky. Nevýhodou však je, že můžeme sice snadno učit délku trhliny podél povrchu, pro šíření trhliny je však rozhodující její hloubka. Jednou z možností jejího určení je zjistit po pro-

vedené zkoušce na lomové ploše rozhraní mezi zárodečnou trhlinou a lomovou plochou z jejich rozdílného charakteru (např. odrazovou elektronovou mikroskopií).

Jako standardní metody se prosazují: určování K_c na ohybových vzorcích a zjišťování podkritického růstu trhlin, tj. závislosti $v(K)$, na vzorcích pro dvojitý krut.

Lomová houževnatost slinutého korundu

Lomová houževnatost slinutého korundu byla již měřena různými autory; upozorníme na výsledek dvou prací souhrnnějšího charakteru.

V práci [9] je referováno o výsledcích měření K_c při pokojové teplotě pro materiál jednoho typu (slinutý korund firmy Feldmühle se středním rozměrem zrn $4\ \mu\text{m}$, pórovitostí 1,5 %, modulem pružnosti v tahu 390 MPa a Poissonovou konstantou 0,24) na různých pracovištích různými metodami s cílem, zjistit vliv experimentálních podmínek na naměřenou hodnotu K_c . Byla též vyšetřována závislost naměřené hodnoty K_c na šířce zářezu u ohybových vzorků. Nejmenší hodnoty $K_c \approx 4\ \text{MPa m}^{1/2}$ odpovídají šířce zářezu pod $80\ \mu\text{m}$ a jsou pokládány za reprezentativní pro ostré trhliny. Pro ohybové vzorky s čelem zářezu tvaru V byly získány na různých pracovištích hodnoty (průměry z 10 měření) $K_c = 4,67 \pm 0,20\ \text{MPa m}^{1/2}$ a $K_c = 5,05 \pm 0,45\ \text{MPa m}^{1/2}$. Byl zjišťován též vliv rychlosti zatěžování (tj. rychlosti V příčnicku zatěžovacího stroje): hodnotě $V = 1\ \mu\text{m/min}$ odpovídá $K_c = 3,78\ \text{MPa m}^{1/2}$, hodnotě $V = 500\ \mu\text{m/min}$ pak $K_c = 4,23\ \text{MPa m}^{1/2}$; při malých rychlostech se zřejmě uplatňuje podkritický růst trhlin.

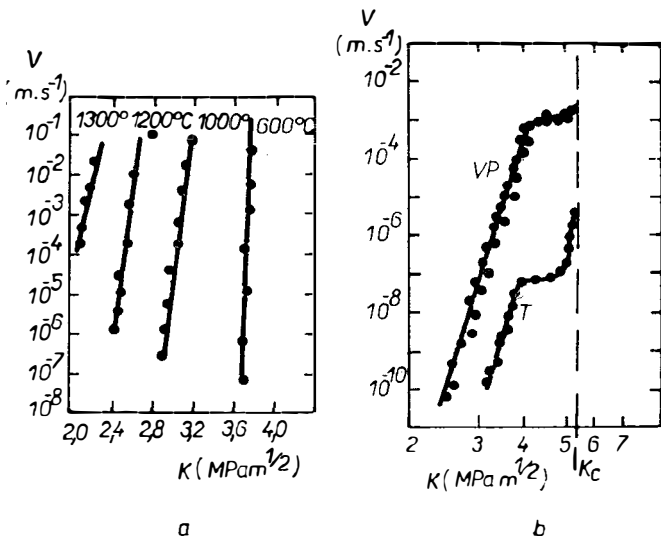
Z práce plyne, že hodnoty K_c (brané jako střední hodnoty z více měření) naměřené na jednom materiálu na různých pracovištích za poněkud odlišných podmínek se mohou lišit až o 20 %. I na jednom materiálu při pevně zvolené metodě se naměří hodnoty K_c s poměrně značným rozptylem (5 % až 20 %), takže je třeba udávat střední hodnoty a směrodatné odchylky (např. v práci [11] na jiném materiálu ze souboru 44 vzorků se střední hodnotou $K_c = 4,3\ \text{MPa m}^{1/2}$ byla naměřena jednou nejmenší hodnota 3,5 a největší hodnota 5,1 $\text{MPa m}^{1/2}$). Tento rozptyl je dán zčásti náhodnými chybami měření, zčásti však i nehomogenitou vlastností keramiky.

Práce [12] je věnována studiu vlivu struktury (zvláště středního rozměru zrn) a teploty na K_c slinutého korundu. Různé struktury bylo dosaženo tím, že k startovacím prášku Al_2O_3 čistoty 99,98 % se středním rozměrem částic $0,3\ \mu\text{m}$ byly přidány různé slinovací přísady (80 ppm MgO; 200 ppm MgO; 1000 ppm Y_2O_3) a voleny různé slinovací teploty ($1470\ \text{°C}$ až $1620\ \text{°C}$) a doby (od 1 do 24 hodin). Bylo zjištěno klesání K_c s rostoucí teplotou až na poloviční hodnotu při $1400\ \text{°C}$. Při zářezu zhotoveném diamantovou pilou K_c klesá s rostoucím rozměrem zrn d (od $K_c = 5,3\ \text{MPa m}^{1/2}$ při $d = 3,6\ \mu\text{m}$ ke $K_c = 3,61\ \text{MPa m}^{1/2}$ při $d = 30\ \mu\text{m}$), v případě iniciace ostré trhliny tvrdoměrem je však v tomto rozmezí rozměrů zrn $K_c \approx 4\ \text{MPa m}^{1/2}$ prakticky na rozměru zrn nezávislé. K výraznému poklesu K_c pod hodnotu $1\ \text{MPa m}^{1/2}$ dochází až při $d > 150\ \mu\text{m}$ vlivem spontánního vzniku sítě mikrotrhlin při výrobě v důsledku anizotropie teplotní roztažnosti (při nadkritickém rozměru zrn tak relaxují vnitřní pnutí). Pro vysokoteplotní aplikace se v závěru doporučuje rozměr zrn kolem $30\ \mu\text{m}$, neboť pokles K_c se stoupající teplotou je v tomto případě pomalejší než u jemnozrnnějšího materiálu a navíc je pomalejší i creepová deformace Cobleovým a Nabarroovým—Herringovým creepem.

Podrobně byl již studován i podkritický růst trhl. v slinutém korundu (viz např. [7]). Jeho rychlost stoupá s teplotou (obr. 10a) a jde tedy o tepelně aktivovaný proces, související s narušováním vazeb na čele trhliny, při vyšších teplotách

s pokluzy po hranicích zrn. Šíření trhliny je výrazně urychleno přítomností vodních par (obr. 10b).

Ve SVÚM (viz též [13]) byla provedena měření K_c na slinutém korundu pro obráběcí destičky, připraveném ve VÚEK, Hradec Králové, s přísadou 0,25 % MgO při pěti slinovacích teplotách. Vzorky rozměru $3 \times 3 \times 12 \text{ mm}^3$ byly vybroušeny a zářez diamantovou pilou šířky 0,1 mm byl zhotoven v DIAS Turnov. Vedle lomové houževnatosti K_c metodou čtyřbodového ohybu na vzorcích se zářezem byla měřena též pevnost v ohybu hladkých vzorků R_{OH} a pórovitost P . Nejvyšších naměřených hodnot $K_c = 4,87 \pm 0,4 \text{ MPa m}^{1/2}$ (a $R_{OH} = 350 \pm 50 \text{ MPa}$) se dosahuje při teplotě slinování $1450 \text{ }^\circ\text{C}$, které odpovídá nejmenší pórovitosti, $P = 1 \text{ } \%$.



Obr. 10. Rychlost podkritického šíření trhliny ve slinutém korundu (typu Lucalox) v závislosti na působícím součiniteli intenzity napětí K : a) na vzduchu při různých teplotách od 600 do $1300 \text{ }^\circ\text{C}$; b) při pokojové teplotě na vzduchu s vodními parami o relativní vlhkosti 50 % (křivka VP) a v toluenu (křivka T). Podle [7], [3].

Měřené hodnoty K_c jsou zatíženy systematickou chybou související s šířkou zářezu 0,1 mm. Podle výsledků práce [9] můžeme odhadnout, že ostrému čelu trhliny odpovídá hodnota K_c o 10 až 20 % menší, tj. $K_c \approx 4 \text{ MPa m}^{1/2}$; studovaný materiál se touto hodnotou vyrovná analogickému slinutému korundu firmy Feldmühle [9].

Poznámka k jiným keramickým materiálům

Hodnot K_c blízkých $5 \text{ MPa m}^{1/2}$ se dosahuje i u některých dalších jemnozrnných keramických materiálů s malou pórovitostí, např. u tlakově slinovaného Si_3N_4 a SiC (naproti tomu u reakčně slinovaného Si_3N_4 a SiC jsou hodnoty K_c nejvýše $2 \text{ MPa m}^{1/2}$).

U elektrotechnického porcelánu se pohybuje hodnota K_c od 1 do $2 \text{ MPa m}^{1/2}$. Podrobně v něm byl sledován i podkritický růst trhlín [3] a jeho urychlení ve vzduchu obsahujícím vodní páry a ve vodě. Exponent n ve vztahu $v = AK^n$ má pro různé druhy porcelánu vysoké hodnoty, 40 až 60, prahová hodnota pro šíření trhlín je však značně vysoká, $K_0 \approx 0,8 K_c$ (touto vlastností předčí porcelán skla, u nichž $K_0 \approx 0,5 K_c$).

ZÁVĚR

K posouzení porušování keramiky se již běžně používá metod lomové mechaniky. V jejím rámci jsou vlastnosti keramiky popsány novými materiálovými konstantami, lomovou houževnatostí K_c , konstantami A , n ze vztahu pro rychlost podkritického šíření trhlin $v = AK^n$ a případně prahovou hodnotou součinitele intenzity napětí K_0 pro podkritické šíření trhlin. Na rozdíl od pevnosti v ohybu jde skutečně o materiálové konstanty v tom smyslu, že nezávisí na rozměrech tělesa a na velikosti trhliny, jsou však závislé nejen na chemickém složení, ale i na struktuře, teplotě i složení okolního prostředí.

Naměřené velikosti K_c závisí poněkud na metodě měření, např. na rychlosti zatěžování, způsobu přípravy trhliny, tvaru čela trhliny. Proto se z hlediska srovnatelnosti výsledků jeví potřeba zavést měření K_c (i závislosti $v(K)$) normou.

Podkritický růst trhlin vede k statické únavě, tj. k snižování pevnosti s rostoucí dobou zatížení. Důležitou je proto otázka existence prahové hodnoty K_0 , pod níž by se trhlina již nešířila. V laboratorních pokusech se zatím indikovaly nejmenší rychlosti šíření trhliny $v \approx 10^{-7}$ mm/s při hodnotách $K \approx (0,5 \div 0,8)K_c$, které se někdy ztotožňují s K_0 . Při těchto rychlostech by vyrostla zárodečná trhlina (např. $l_0 = 10 \mu\text{m}$) na kritickou délku (např. $l_c = 100 \mu\text{m}$) za řádově 10 dní. P. o technicky žádané doby do lomu (např. 20 let) je však nebezpečné i šíření trhliny rychlostí o tři řády menší, $v \approx 10^{-10}$ mm/s. Je proto třeba vyšetřovat šíření trhlin i při menších hodnotách K .

Je zajímavé, že u více typů jemnozrnné keramiky s malou pórovitostí (např. Al_2O_3 , Si_3N_4 , SiC) se dosahuje hodnot K_c řádu $5 \text{ MPa m}^{1/2}$. Proti tradiční keramice to znamená zvýšení hodnoty K_c o jeden řád (a tedy zvýšení energie absorbované při lomu, γ_{ef} , o dva řády). Zdá se, že je to limitní hodnota, které je možno u keramiky dosahovat metodami „inženýrství hranic zrn“ (tj. zlepšováním slinutí a ovlivněním rozměru zrn), kdy vnitřek zrn málo přispívá k absorpci energie při lomu.

Další zvyšování lomové houževnatosti keramiky (v anglické literatuře toughening of ceramics) si proto vyžádá nové cesty, jako je využití fázových transformací na čele trhlin [14], [15] (vyvinuty jsou již materiály s $K_c \approx 10 \text{ MPa m}^{1/2}$) nebo užití keramických kompozitů [16] (perspektivně s hodnotami K_c až $50 \text{ MPa m}^{1/2}$). Cesty k zhouževnatění keramiky vynucením pohybu dislokací nejsou dosud jasné ani v základním výzkumu.

Lomová mechanika přináší nový přístup konstruktérům při návrhu keramických součástí: existující zárodečné, apriorní trhliny (délek l_0) nesmí během doby exploatace vyrůst na trhliny při daném zatížení kritické (délek l_c). K tomu dává lomová mechanika potřebné teoretické i experimentální postupy [17] s jednou výjimkou: Nejsou dosud k dispozici spolehlivé defektoskopické metody k indikaci apriorních trhlin. K odhadu jejich délek je proto užíváno této nepřímé metody: Z naměřené hodnoty pevnosti v ohybu R_{0H} na „hladkém“ vzorku a ze známé lomové houževnatosti K_c je možno vypočítat délku povrchové apriorní trhliny, z které se lom šíří.

Vzhledem k statistickému charakteru rozložení a velikosti apriorních trhlin i vzhledem k malé reprodukovatelnosti technologie a vlastností keramiky je zatím třeba spojovat lomovou mechaniku se statistickým přístupem, a tedy určit, s jakou pravděpodobností nedojde k porušení během žádané doby exploatace [7]. U vysoce exponovaných součástí se doporučuje provést u všech zhotovených součástí zkoušku krátkodobým přetížením (proof testing, viz např. [7]), která vede k lomu a tím k vyřazení těch součástí, které by se porušily během žádané doby ex-

ploutace. Velikost i dobu přetížení je ovšem třeba volit na základě poznatků lomové mechaniky tak, aby během této zkoušky nedošlo k výraznějšímú nárůstu trhlin v součástech, které při zkoušce vyhověly.

Lomová mechanika tak představuje významný pokrok v přístupu k nejtýpčtější mechanické vlastnosti keramiky, tj. k jejímu porušování křehkým lomem, které bylo zatím hlavní brzdou využívání keramiky na mechanicky namáhané součásti. Umožnila zavést kvantitativní materiálové konstanty, popisující toto chování, a tím i objektivní hodnocení jednotlivých keramických materiálů, zvláště při vývoji materiálů se zlepšenými vlastnostmi. Konstrukterům přinesla nové postupy pro návrh součástí a zvýšení bezpečnosti jejich provozu.

Není to však přístup univerzální a je jej třeba doplňovat hodnocením statistickým, především při odhadech životnosti, a mikrofyzikálními poznatky o nukleaci a šíření trhlin, zvláště při vývoji zlepšených materiálů.

Upozorněme ještě, že v posledních letech se již nepokládá za hlavní nedostatek keramiky malá hodnota K_{Ic} , existence apriorních trhlin a podkritický růst trhlin. Pokud by byly tyto vlastnosti dostatečně přesně známé a reprodukovatelné, bylo by možno metodami lomové mechaniky zajistit dostatečně bezpečný provoz po žádanou dobu. Za hlavní nedostatek se nyní pokládá to, že se keramika zatím nevyrábí s vlastnostmi tak dobře reprodukovatelnými, jako je tomu např. u kovů. Za hlavní směr výzkumu pro rozšíření užití keramiky na namáhané součásti se proto pokládá (viz např. [18]) nová vlna základního chemického, fyzikálněchemického a fyzikálního výzkumu všech fází výroby keramiky a procesů nukleace a šíření trhlin, která by měla vést především k zvýšení *reprodukovatelnosti* mechanických vlastností keramiky a teprve v druhé řadě k zlepšení těchto vlastností.

Literatura

- [1] Knott J. F.: *Fundamentals of Fracture Mechanics*. Butterworth, London 1973.
- [2] *Fracture* (Vyd. H. Liebowitz), svazek 1 až 7. Academic Press, New York 1968 až 1972.
- [3] *Fracture Mechanics of Ceramics* (Vyd. R. C. Bradt, D. P. Hasselman, F. F. Lange). Plenum Press, New York, díl 1, 2 (1974), díl 3, 4 (1978), díl 5, 6 (1982).
- [4] Kelly A.: *Strong Solids*. Clarendon Press, Oxford 1966.
- [5] Kroupa F.: Čs. čas. fyz. *A* 28, 101 (1978).
- [6] Sih G. H.: *Handbook of Stress Intensity Factors*. Lehigh University, 1973.
- [7] Evans A. G., Langdon T. G.: *Progr. in Mater. Sci.* 21, 191 (1976).
- [8] Brown W. F., Srawley J. E.: *Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials*, ASTM STP 410 (ruský překlad Mir, Moskva 1972).
- [9] Bretfeld H., Kleinlein F. W., Munz D., Pabst R. F., Richter H.: *Z. f. Werkstofftechnik* 12 167 (1981).
- [10] Shih T. T., Opoku J.: *Eng. Fract. Mech.* 12, 479 (1979).
- [11] Tradinik W., Popp G., Pabst R. F.: *Z. f. Werkstofftechnik* 13, 254 (1982).
- [12] Mussler B.: Einfluss von Gefüge, Temperatur und Testmethode auf die Bruchigenschaften von Al_2O_3 . Disertační práce, Inst. für Metallkunde der Universität Stuttgart 1981.
- [13] Bella D.: Lomová huževnatost slinovaného korundu a sledovanie podkritického rastu trhlin na ohybových vzorkoch. Diplomová práce, katedra materiálu FJFI ČVUT, Praha 1982.
- [14] Lange F. F.: *J. of Mater. Sci.* 17, 225 (1982).
- [15] Klaussen N.: *Z. f. Werkstofftechnik* 13, 138 (1982).
- [16] Donald I. W., McMillan P. W.: *J. of Mater. Sci.* 11, 949 (1976).
- [17] Pletka B. J., Wiederhorn S. M.: *J. of Mater. Sci.* 17, 1247 (1982).
- [18] Bowen H. K. a kol.: *Mater. Sci. and Eng.* 44, 1 (1980).