第 11 卷 第 2 期　　固 体 力 学 学 报　　Vol. 11 № 2
1990 年 6 月　　ACTA MECHANICA SOLIDA SINICA　　June 1990

含微裂纹的 95% Al_2O_3 陶瓷的力学性能*

叶裕恭　　刘道川

（中国科学院力学研究所）

提要　本文采用三种不同加载方式(单轴拉伸，三点弯曲以及圆盘压缩)研究含微裂纹 Al_2O_3 的陶瓷的弹性性能及其抗拉强度. 微裂纹是通过对材料瞬时突变加热和冷却(简称热冲击)形成的.试验结果表明：1) 三点弯曲试验得到的力学性能参数较其它两种加载方式所得到的结果要稳定和集中. 单轴拉伸试验结果分散性最大. 2) 热冲击温度越高，材料的等效弹性模量$\bar{E}$和等效泊松比$\bar{\nu}$以及各种加载方式下试件的抗拉强度 σ_T、σ_{3P}、σ_d 都有不同程度的下降. 电镜观察证实了力学性能参数下降主要与材料内部微裂纹密度增加有关. 3) Budiansky–O'Connell 方法被用来估计不同热冲击处理后的圆盘试件在断裂过程中的微裂纹密度变化，结果表明实际材料的微裂纹密度较理想材料的微裂纹密度都有一定的偏差.

关键词　陶瓷，力学性能，微裂纹，等效模量.

一、引　言

由于陶瓷材料制备工艺过程中有关因素的影响，材料内部和表面一般都存在着各种各样的缺陷,其中最主要的是孔洞和微裂纹.

材料内部的孔洞含量主要与生坯烧结的温度、压力和时间有关. Drory 和 Evans [1] 的研究表明，通过热处理工艺可以大为改善材料内部孔洞的含量，从而改善材料的力学性能，单相多晶 Al_2O_3 材料内部的微裂纹一般是在材料制备过程中，由于晶体各个晶面方向不同膨胀系数造成晶粒交界面上的残余应力所致. 当残余应力达到界面断裂的门槛值，微裂纹在界面处开始萌生. 如果残余应力尚未达到门槛值，在工作环境下的热冲击或附加应力的诱发下，也能促使微裂纹在界面的三岔点处生成 [2]. 由于材料孔洞、微裂纹这类缺陷的存在，不仅改变了实际材料的弹性性能也使得实际强度远远低于理论强度.

氧化铝材料中的孔洞含量与材料自身弹性模量的关系长期来已有不少人进行了实验研究，Wachtman [3] 把有关实验研究结果归结为下式

$$E = E_0(1 - f_1 p + f_2 p^2) \tag{1}$$

式中E_0、E分别为无孔洞和有孔洞材料弹性模量. p 为孔洞体积百分数，f_1、f_2 为孔洞系数. 由于 (1) 式计及了微孔的二阶微量对模量的影响，并得到实验结果的充分验证，因此至今仍被工程界广泛采用.

* 本文于1987年12月9日收到，是中国科学院支持的重大科研课题.

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

Budiansky-O'Connell [4]（以下略为B-O）采用自相容方法从理论上研究了具有随机分布的微裂纹材料的弹性性能，给出了等效弹性模量$\tilde{E}$、等效剪切模量$\tilde{G}$和等效泊松比$\tilde{\nu}$与微裂纹密度之间的关系式. 在他们的分析中，虽对含微裂纹材料做了一系列简化和假定，但定量分析结果意义还是深远的. 目前有关公式已被广泛用于主裂纹前沿及周围的微裂纹增韧效应分析中 [2].

本文着重从实验上研究含微裂纹95%Al_2O_3陶瓷材料的力学性能，探讨实验方法，并利用圆盘压缩试验的结果检验B-O公式的实用性.

二、试件的制备及有关理论说明

1、**试件的制备**　通过对材料瞬时突变加热和冷却(简称热冲击)来形成材料内部的微裂纹. 单轴拉伸和三点弯曲试件都是从经过热冲击处理后的板材内部截取的，这样可以避免试件表面和内部微裂纹密度的不均匀性.热冲击温度$\triangle T$选为0℃、200℃、350℃、500℃. 圆盘试件中的微裂纹是利用已经烧结成型的圆盘直接经过热冲击得到的，$\triangle T$为0℃、350℃、550℃、750℃.

2、**试件尺寸的选择**　Weibull统计分析 [5] 给出脆性材料的平均强度$\bar{\sigma}$与试件的有效体积V的关系：$\bar{\sigma}=(\sigma_0/V^{\frac{1}{m}})\Gamma(1+\frac{1}{m})f(m)$　式中m为Weibull模量（$m>0$），Γ为Γ函数.由此可知试件的V越大，$\bar{\sigma}$越低.因此从理论上考虑，试件尺寸应选择较小为宜，但考虑机械加工造成的损份大小及试验安装上的精度要求等因素，试件尺寸过小是没有必要的.我们考察了一批不同尺寸的单轴拉伸试件，结果表明（图1），试件V在130—600mm³之间，拉伸强度在同一范围内波动.

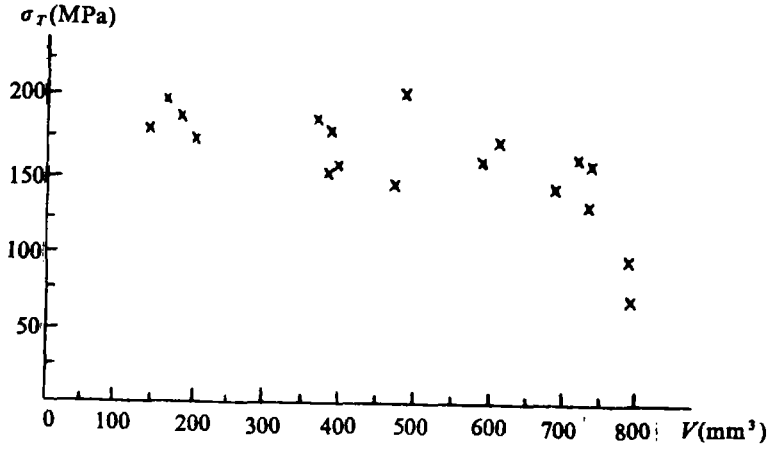

图1 95%Al_2O_3陶瓷单轴拉伸强度与有效体积的关系

基于上述讨论，我们选取试件尺寸如下

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

表 1

型　式	试件有效尺寸（不包括夹头端）
单轴拉伸	24×6.2×2.4 mm
三点弯曲	30×4×5 mm，跨距 l=21.3mm
圆盘压缩	直径 D=11.5 mm，厚度 1.25mm

3、有关理论说明　(1) Seewald [6] 给出三点弯曲梁最大拉应力的精确解，仅仅比梁的初等解$\sigma_{3f}=3Pl/2h^2B$，略低 $0.266P/hB$，这在工程上一般是忽略不计的. 式中 P 为载荷、h 为梁高、B 为宽度、l 为跨距，σ_{3f}为三点弯曲梁断裂强度. (2) 各向同性弹性圆盘沿竖立直径方向垂直加载的弹性解已由 Jaeger 等人给出 [7]，圆盘直径 AB 上的应力分布有

$$\sigma_x=-\frac{W}{\pi rt} \tag{2}$$

$$\sigma_y=\frac{W(3r^2+y^2)}{\pi r(r^2-y^2)t} \tag{3}$$

式中 r，t 分别表示圆盘的半径和厚度、W 表示载荷，大量脆性材料试验结果表明，当载荷 W 达到一定值，破坏是从圆盘直径 AB 方向发生，这种典型的破坏形态显然是最大拉应力所致. 因此这种方法目前已被广泛用来测定混凝土、煤、岩石等脆性材料的拉伸强度 σ_d（即断裂时的 σ_x 值）. 由各向同性材料弹性应力应变关系

$$\varepsilon_{ij}=1/E\{(1+\nu)\sigma_{ij}-3\nu\sigma\delta_{ij}\}$$

式中$\sigma=\frac{1}{3}\sigma_{kk}$，利用 (2)、(3) 式，在平面应力条件下可以导出材料弹性常数 E、ν.

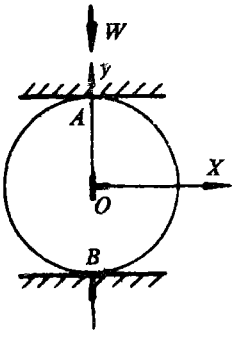

图2

$$E=-8\sigma_x/(\varepsilon_x+3\varepsilon_y) \tag{4}$$

$$\nu=-(3\varepsilon_x+\varepsilon_y)/(\varepsilon_x+3\varepsilon_y) \tag{5}$$

式中ε_x、ε_y是圆盘中心点 o 在加载过程中测得的应变值，利用该式可得圆盘的弹性模量和泊松比.

三、试验结果及分析

1、单轴拉伸和三点弯曲　图 3 示出材料的单轴拉伸强度 σ_T 和三点弯曲强度 σ_{3f} 与热冲击温度 $\triangle T$ 的关系. 由图可知随着 $\triangle T$ 的增高，$\bar{\sigma}_{3f}$ 和$\bar{\sigma}_T$ 的变化趋势是类似的. Weibull 分析给出了两种加载方式下强度比值的关系有（“－”表示平均值）

$$\frac{\bar{\sigma}_{3f}}{\bar{\sigma}_T}=[2(1+m)^2]^{\frac{1}{m}} \tag{6}$$

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

Jayatilake 等人指出[8]，Weibull 模量 m 是描述材料中裂纹尺寸分布的一个参数，随着 m 值减小，材料脆性增加. 利用实验结果及（3.1）式我们得到表 2 和图 4. 结果表明热冲击温度 $\triangle T$ 从 0°C — 200°C 时，m 值有下降趋势，但 $\triangle T$ 再增高 m 值却变化不大，由此可以推论在 $\triangle T=0°C-200°C$ 之间存在着一个导致本实验材料内部损伤发生突变的门槛温度.

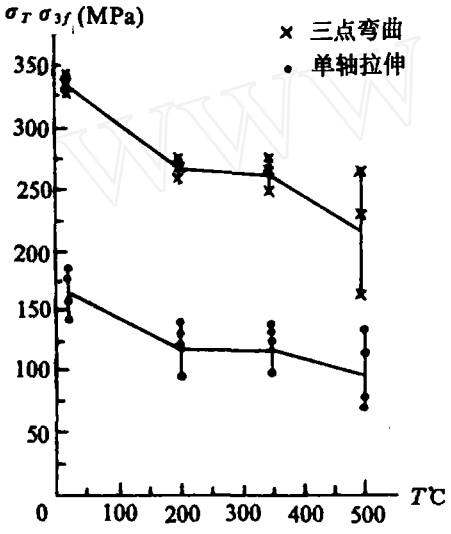

图3

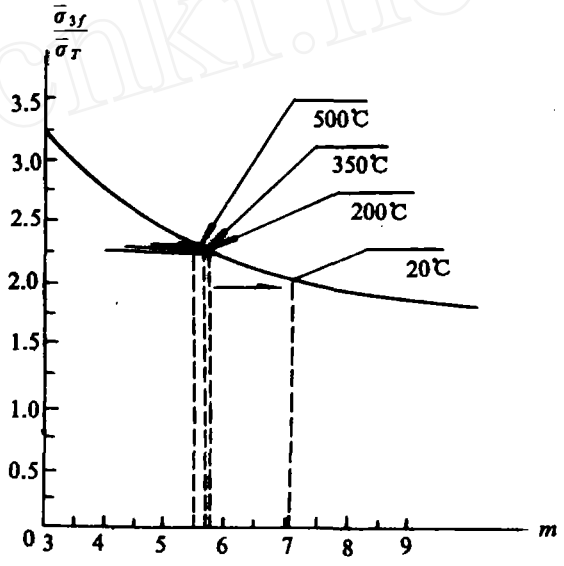

图4

表 2

$\triangle T$ °C	0°C	200°C	350°C	500°C
$\bar{\sigma}_{3f}/\bar{\sigma}_T$	1.997	2.193	2.199	2.246
m	7.024	5.745	5.710	5.470

图 5 示出了在不同热冲击温度下，单轴拉伸和三点弯曲试件具有同等数量的实验结果，并表明：（1）三点弯曲测得的弹性模量 E_{3f} 较单轴拉伸测得的模量 E_T 值要集中，E_T 值分散性较大.（2）随着 $\triangle T$ 增高；拉伸 $\sigma-\varepsilon$ 曲线在接近试件断裂时呈现出微弱的非线性，这种偏离线性的现象可能是断裂前夕，晶间裂纹之间的聚合过程或者是分支裂纹的形成和扩展过程的一种宏观反映.

2、**圆盘压缩**　利用圆盘实验测得的载荷 W 值及应变值 ε_x、ε_y，由（4）（5）式可得弹性模量和泊松比. 图 6 示出了不同热冲击温度 $\triangle T$ 下，各组试件测得的 $\sigma_x-\varepsilon_x$、$\sigma_x-\varepsilon_y$ 的分布带，带区边界是通过实验数据的线性处理后得到的. 从分布的扇形带区可知，随着 $\triangle T$ 的增加，$\sigma_x-\varepsilon_x$、$\sigma_x-\varepsilon_y$ 扇形带分别有向 σ_x 轴和 σ_y 轴偏转的趋势.

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

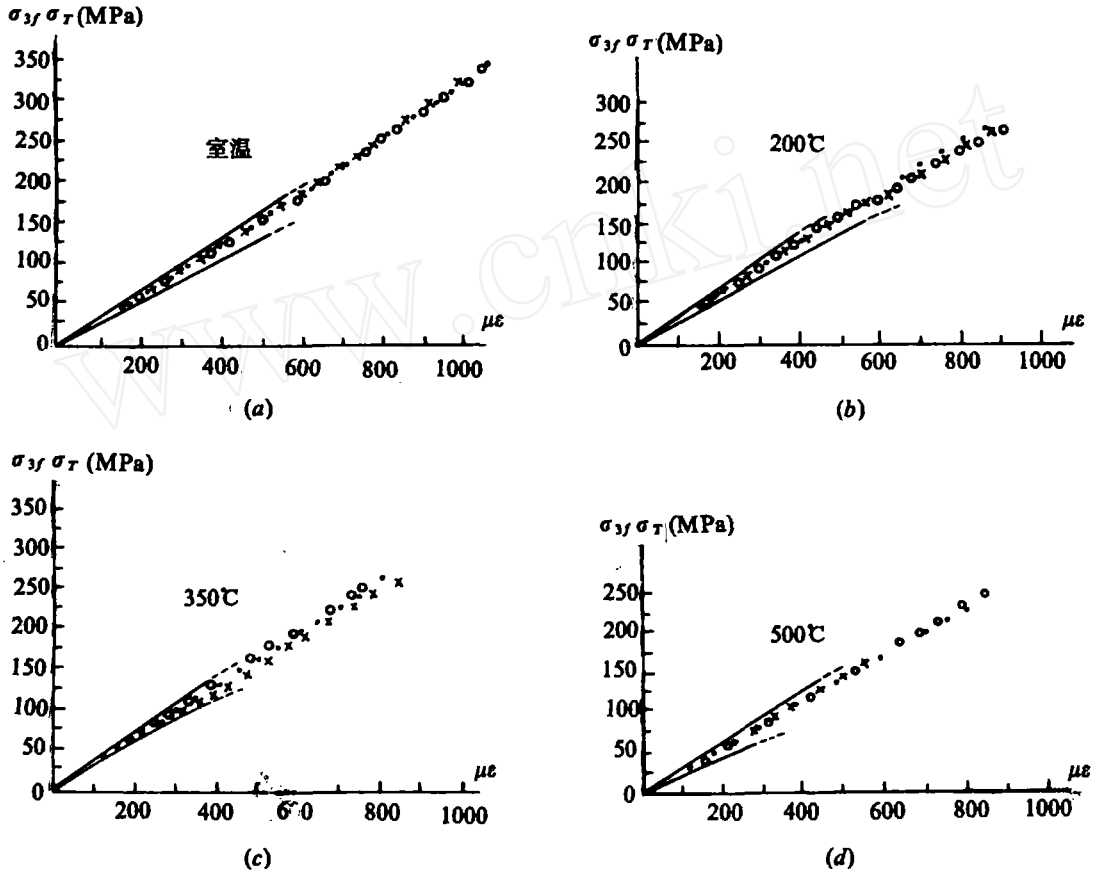

图5　同热冲击温度下,单轴拉伸与三点弯曲试件的应力应变关系曲线

(实线为单轴拉伸的σ_T-$\mu\varepsilon$曲线)

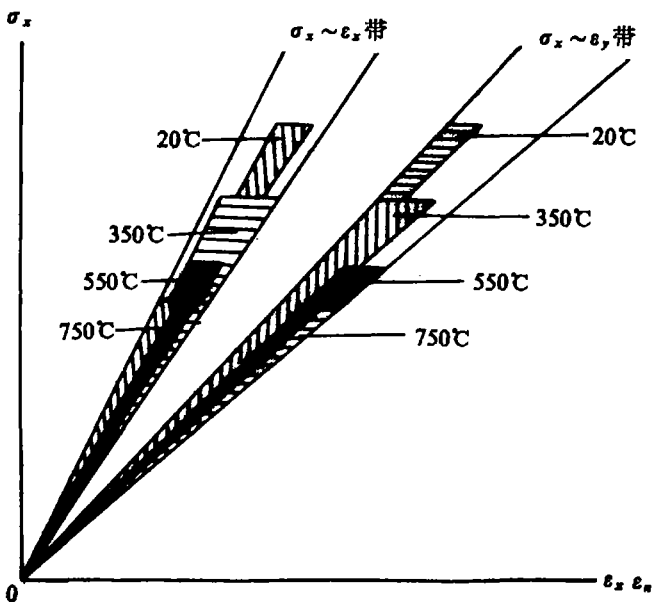

图6 不同热冲击温度下$\sigma_x \sim \varepsilon_x$,$\sigma_x \sim \varepsilon_n$示意图

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

表 3 列出一组实验结果，从这组结果可知：（1）随着 $\triangle T$ 的增加，E、ν 趋于下降．（2）随着载荷 W 加大，E、ν 趋于下降．（3）圆盘测得的材料抗拉强度 $\bar{\sigma}_d$ 与单轴拉伸测得的抗拉强度 $\bar{\sigma}_T$ 两者基本一致，随着 $\triangle T$ 增加，$\bar{\sigma}_d$ 趋于下降．

表 3

室温	σ_x (MPa)	20.60	35.99	66.39	80.52	97.09	115.53	138.05
	ε_x ($\mu\varepsilon$)	120	216	385	460	557	650	770
	ε_y ($\mu\varepsilon$)	−209	−378	−690	−859	−1042	−1204	−1440
	E × 10^5 (MPa)	3.24	3.13	3.15	3.04	3.02	3.12	3.11
	ν	0.296	0.293	0.276	0.245	0.244	0.252	0.245
350 ° C	σ_x (MPa)	21.87	40.99	60.61	81.49	102.48	122.49	132.79
	ε_x ($\mu\varepsilon$)	127	257	380	510	630	746	790
	ε_y ($\mu\varepsilon$)	−226	−450	−712	−760	−1230	−1502	−1592
	E × 10^5 (MPa)	3.17	3.01	2.76	2.75	2.68	2.61	2.61
	ν	0.283	0.251	0.243	0.241	0.216	0.196	0.195
550 ° C	σ_x (MPà)	11.28	29.22	49.43	69.73	89.83	112.40	133.10
	ε_x ($\mu\varepsilon$)	64	165	277	391	508	623	759
	ε_y ($\mu\varepsilon$)	−115	−300	−509	−720	−930	−1160	−1473
	E × 10^5 (MPa)	3.21	3.18	3.16	3.15	3.15	3.14	2.59
	ν	0.274	0.265	0.258	0.255	0.260	0.248	0.216
750 ° C	σ_x (MPa)	4.410	20.10	37.46	55.70	73.55	93.66	113.30
	ε_x ($\mu\varepsilon$)	26	120	220	320	420	528	710
	ε_y ($\mu\varepsilon$)	−47	−215	−400	−601	−802	−1064	−1440
	E × 10^5 (MPa)	3.07	3.06	3.06	3.01	2.97	2.81	2.51
	ν	0.271	0.276	0.265	0.243	0.232	0.195	0.191

3、**微裂纹密度估计**　图 7（a）为热冲击处理前材料内部形貌，可以看出这时材料内部缺陷主要是形状规则的孔洞为主，其孔洞体积百分数约为 5—6%．利用（1）式可估计出无孔材料的弹性模量 $E_0 \approx 1.13E$．图 7（b–d）示出了三种不同 $\triangle T$ 处理后磨光材料表面轮廓，从照片上可见到一些不规则的微裂纹，它们一般出现在晶粒边界的交岔点以及尖锐边界的孔洞周围．由于从照片上难以定量测定微裂纹密度值，故采用 B–O 方法进行估计．对于随机分布的细长椭圆微裂纹材料（b／a ≫0）有[4]

$$\frac{\tilde{E}}{E} = 1 - \frac{16}{45}(1+\tilde{\nu})(5-4\tilde{\nu})\rho \tag{7}$$

$$\rho = \frac{45(\nu-\tilde{\nu})}{8(1+\tilde{\nu})[10\nu-\tilde{\nu}(1+8\nu)]} \tag{8}$$

式中 $\tilde{E}$，$\tilde{\nu}$ 及 E、ν 为有微裂纹材料等效弹性模量和泊松比，ρ 为微裂纹密度．一般情况下 ρ 与微裂纹数量 N 及平均尺度 $\langle a^3 \rangle$ 有 $\rho = N\langle a^3 \rangle$．

由于在热冲击处理前材料已含有微孔洞等缺陷，为了讨论方便，我们把（7）和（8）式中的 E、ν 和 $\tilde{E}$、$\tilde{\nu}$ 分别用来表示材料热冲击处理前后的等效弹性常数，ζ 表示微裂纹密度的变化量，它们对应状态如图 8 所示．

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

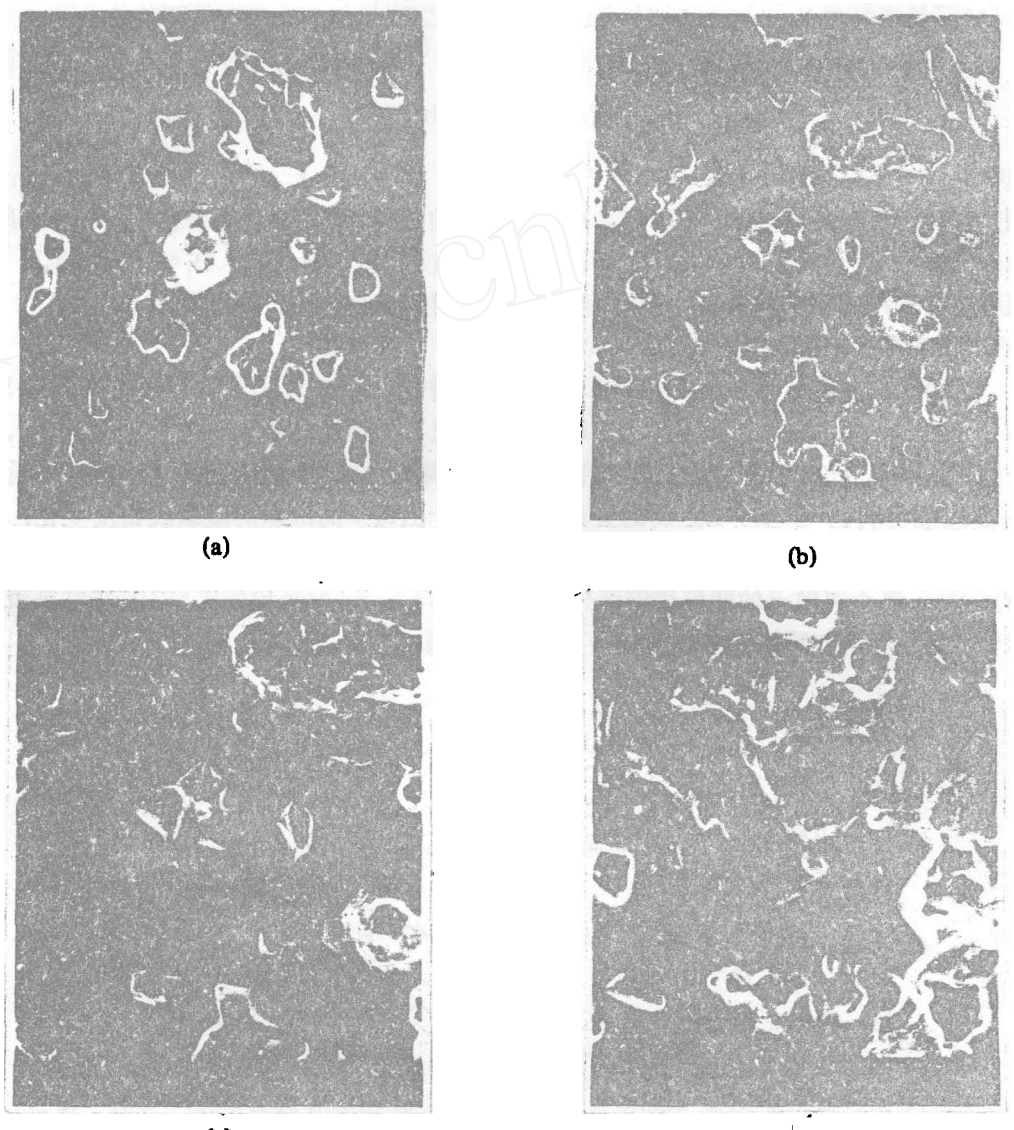

图 7

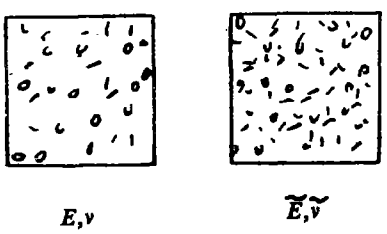

图8

由（7）、（8）式则有下式成立

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

$$\tilde{E}=\left[1-\frac{2(5-4\tilde{\nu})(\nu-\tilde{\nu})}{10\nu-\tilde{\nu}(1+8\nu)}\right]E \tag{9}$$

$$\tilde{\nu}=\frac{1}{16}\left[\xi-\left(\xi^2-300\nu\frac{\tilde{E}}{E}\right)^{\frac{1}{2}}\right] \tag{10}$$

其中: $\xi=(1+3\nu)\tilde{E}/E+9$

(9)、(10) 两式是等价的. 在已知热冲击处理前的 E、ν 前提下，如果利用实验测得的$\tilde{\nu}_{实}$值由 (9) 式可计算得到$\tilde{E}$; 如果利用实验测得的$\tilde{E}_{实}$值，由 (10) 式可计算得到$\tilde{\nu}$. 显然如果实验选用的材料与 B-O 分析中理想微裂纹材料完全一致，那么就有$\tilde{E}_{实}=\tilde{E}$，$\tilde{\nu}_{实}=\tilde{\nu}$，而实际上这是不太可能的.

下面我们着重讨论圆盘实验结果，并以表 3 中室温下，较小预载时测得的$E=3.24\times10^5$MPa，$\nu=0.296$作为(9)、(10)式中 E、ν. 把不同热冲击处理后实验测得的$\tilde{E}_{实}$、$\tilde{\nu}_{实}$分别代入(9)、(10)式可以算出$\tilde{E}$、$\tilde{\nu}$值，并由此得到图 9 中的离散点. 图中的实线表示 B-O 理想材料$\tilde{\nu}/\nu$—$\tilde{E}/E$之间的关系. 为了估计出每个离散点的微裂纹密度变化，采用如下近似方法，把横座标$\tilde{E}/E$和纵座标$\tilde{\nu}/\nu$分别转换成$\tilde{\rho}_E$ 和$\tilde{\rho}_\nu$座标 (利用 (9)、(10)、(8) 式)，每个离散点的微裂纹密度分别取纵座标$\tilde{\rho}_\nu$，$\tilde{\rho}_E$的平均值定出. 实验结果表明实际含微裂纹材料与理想含微裂纹材料有较大的偏离.

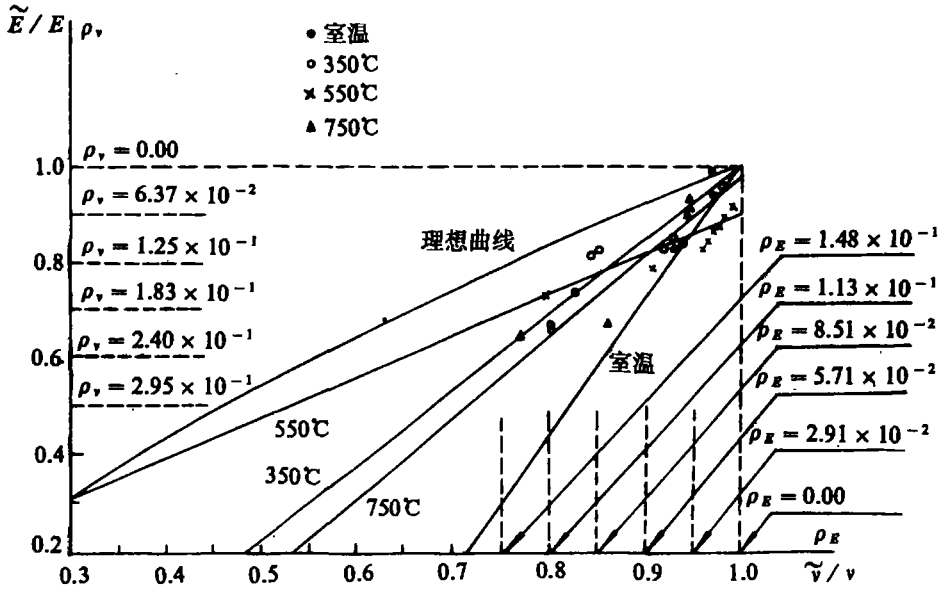

图9 离散点表示实验得到的($\tilde{E}/E$, $\tilde{\nu}/\nu$)

图 10 示出了四种不同热冲击温度下，园盘试件加载过程中微裂纹密度的变化规律. 图中$\bar{\rho}$值是由加载过程中得到的$\tilde{E}$、$\tilde{\nu}$值并采用前面相同的方法计算得到的 (即取$\tilde{\rho}_E\tilde{\rho}_\nu$的平均值). 通过最小二乘法处理可以得到不同热冲击处理后试件的$\bar{\rho}$—σ_x/σ_d，结果表明，随着竖直方向载荷的增加$\bar{\rho}$趋于增大，说明在加载过程中不断伴随着新的损伤形成，包括微裂纹的萌生、扩展和聚合. 从图中还可以看到，热冲击温度 $\triangle T$ 为 350°C 时的

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

微裂纹的变化趋势要比 550 °C 时的微裂纹变化趋势大，这说明 350 °C 热冲击处理的试件伴随着载荷的增大，微裂纹密度有较大的变化量（相对于未加载而言）.

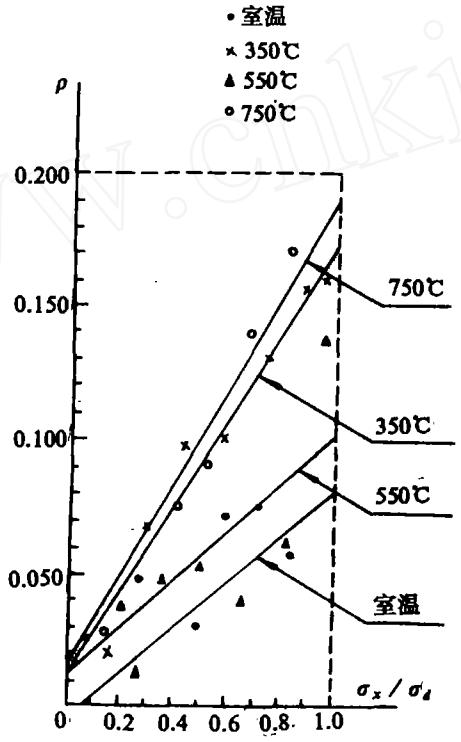

图10 一组不同热冲击温度圆盘试件加载过程中微裂纹密度变化

四、断口形貌

图 11（a、b）示出了未热冲击处理圆盘试件的断口形貌，在边界尖锐的孔洞或裂纹上能见到一些分支裂纹，这是由于此处存在着较为严重的局部应力，因此断裂容易从此处引发. 图 11（c）是从△T＝500℃的圆盘试件断口上摄取的. 照片示出更为明显的凹凸不平的菱形边界，这是由晶间楔形微裂纹所致.

多晶陶瓷材料断裂过程是复杂的，不论是那种加载方式，断口上都能看到沿晶和穿晶的断裂形貌. 在一些大晶粒表面能见到明显的解理台阶，晶粒内部的解理能够在晶粒边界上引起许多表面条纹，这从图 11（c、d）上可明显看到. 电镜观察还表明，单轴拉伸试件和圆盘压缩试件的断口表面要比三点弯曲试件断口表面更容易见到一些分支裂纹，这可以从不同的加载方式下试件内部所处的应力状态加以解释. 从整体上看，在单轴拉伸加载时，试件内部各点都处于相同的应力状态；同样，圆盘压缩加载时，在载荷作用的直径法向方向上都处于相同的拉伸应力状态，因此在加载过程中这两种试件的内部同时存在着满足裂纹扩展的临界应力状态的部位也较多，因而容易形成多处裂纹同时扩展从而产生较多

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

的分支裂纹.

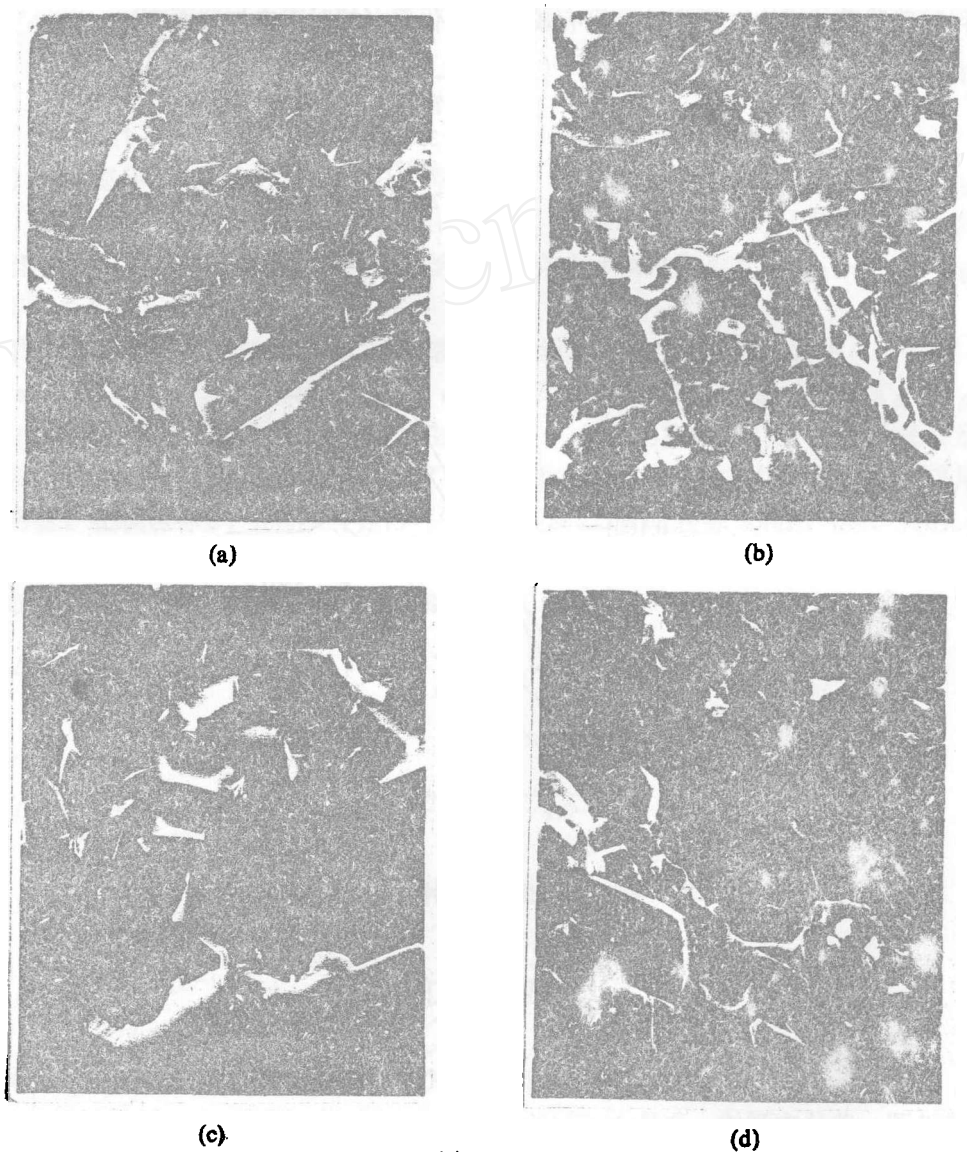

图 11

五、结 论

综上所述我们可以得到下列结论：(1) 瞬时突变加热和冷却的热处理方法可以导致95%Al_2O_3陶瓷材料内部晶粒边界及锐利边界的孔洞周围生成微裂纹. 电镜观察以及不同加载方式所得实验结果都证实了：随着热冲击温度的增高，材料的等效弹性常数 E 和 ν 相应下降，其内部的微裂纹密度 ρ 也相应增加. (2) 利用圆盘实验得到的含微裂纹材料的弹性常数 E、ν 可用来检验实际材料与 B-O 分析所用的理想材料之间的差别，检验结果表明实际材料的微裂纹密度偏离分析的结果. (3) 具有微裂纹的圆盘试件以及单轴拉伸试件在断裂过程中容易产生分支裂纹以及裂纹之间的聚合现象，这可能是这类试件在加

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

载过程的后期所呈现出的微弱非线性应力应变关系的原因所在.

参 考 文 献

〔1〕 Drory M. D. and Evans A. G., J. Am., Soc. 68[6] (1985) 342–48.

〔2〕 Evans A. G., Fracture in Ceramic Materials–Toughening Mechanisms,Machining Damage Shock, Edited by Evans A. G., Park Ridge, New Jersey, U. S. A.(1984).

〔3〕 Davidge D. W., Mechinical Behaviour of Ceramics, Cambridge Universitypress London, (1979).

〔4〕 Budiansky B. and O'Connell R. J. , Int. J. Solids Structures, 12 (1976).

〔5〕 Lawn B. R. and Wilshaw T. R., Fracture of Brittle Solids, Cambridge University Press, London, (1975).

〔6〕 铁摩辛柯、古地尔，弹性理论，徐芝纶、吴永真译，人民教育出版社，(1964) .

〔7〕 Jaeger J. C. and Cook N. G. W., Fundamental of Rock Mechanics, Chapman and Hall,Third Edition, (1979).

〔8〕 Ayal de S. Jayatilaka, Fracture of Engineering Brittle Materials,Applied Science Publishers LTD, London, (1979).

THE MECHANICAL BECHAVIOUR OF 95% Al_2O_3 CERAMICS WITH MICROCRACK

Yeh Yuhgong and Liu Daochuan

(*Institute of Mechanics, Academia Sinica*)

Abstract

The mechanical behaviour of a hot–pressed Al_2O_3 ceramics containing randomly distributed microcracks was experimentally investigated using three different loading patterns with different types of specimens.

Variations in microcrack density were obtained by shock–heating the ceramics at different temperatures in the range of 150°C–750°C. The experimental results show that the effective module $\bar{E}$ and the effective Poisson ratio $\bar{\nu}$ decrease with increasing heat treatment temperature.

The Budinasky–O'Connell's method was used to take account of the microcrack density in disk specimens. The results indicate that there are differences in the microcrack density between the actual material and the ideal material which accords with the analytic method by Budiansky and O'Connell.

Key words

Ceramics, Mechanical behaviour, Microcrack, Effective module.

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net