

ENSAIO EM BARRA HOPKINSON PARA DETERMINAÇÃO DE ONDAS DE FALHA EM MATERIAIS FRÁGEIS¹

Luís Henrique Leme Louro²

André Luís de Vasconcelos Cardoso³

Resumo

O cálculo das propriedades mecânicas de materiais frágeis submetidos a altas taxas de deformação é fundamental para um entendimento mais profundo dos eventos que normalmente ocorrem durante impactos balísticos ou processos mecânicos de alta velocidade. Em especial, materiais frágeis têm sido um componente importante dos sistemas de proteção balísticos. Ensaios foram realizados em um equipamento de barra de pressão Hopkinson para se obter informações sobre a propagação dinâmica de trincas em uma composição experimental de alumina-nióbia. Taxas de deformação tão altas quanto 1825s^{-1} foram obtidas durante o ensaio dinâmico de resistência do cerâmico. Os históricos de tensão e de deformação permitiram a construção da curva tensão - deformação. As amostras fraturadas foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV). As imagens mostraram marcas de ondas sobre a superfície da alumina. A instrumentação eletrônica capturou o tempo de fragmentação que levou a valores de velocidade de trinca bem ajustados quando comparados com a teoria de Broek.

Palavras-chave: Cerâmicos; Alumina; Barra Hopkinson.

SPLIT HOPKINSON BAR TEST TO DETERMINE FAILURE WAVES ON BRITTLE MATERIALS

Abstract

Mechanical properties calculations of brittle materials under high strain rates are basic for a better understanding of the events that happening during ballistic impact or high speed mechanical processing. In particular, brittle materials have been used as an important part of ballistic protection systems. Tests were carried out in a split Hopkinson pressure bar to obtain information about crack dynamic propagation in an experimental ceramic composition of alumina-niobia. During the dynamic resistance tests, strain rates as high as 1825 s^{-1} were achieved. Load and deformation histories allowed the stress-strain curve construction. Fractured samples were analyzed by scanning electron microscopy (SEM). Images showed wave marks at the alumina sample surface. The fragmentation time interval was recorded by electronic instrumentation, which allows to good fitting crack tip propagation speed values when compared to Broek's theory.

Key words: Ceramics; Alumina; Hopkinson bar.

¹ *Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.*

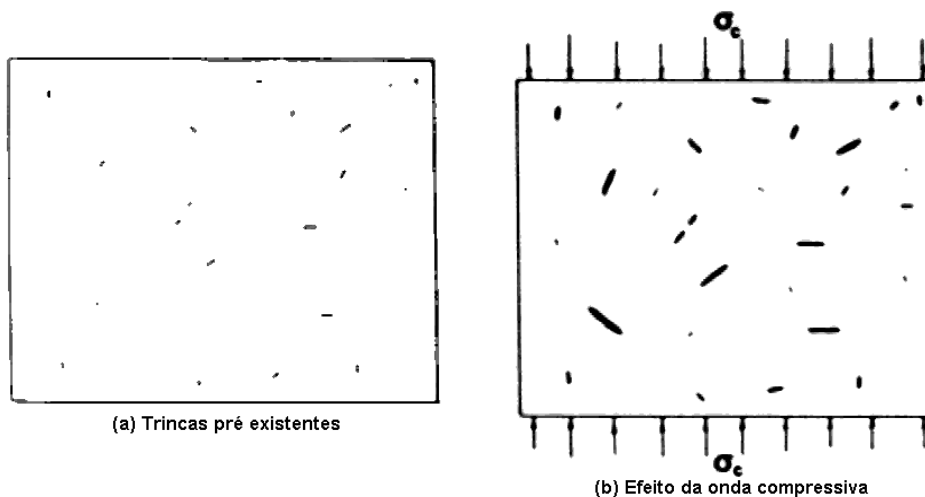
² *PhD, Instituto Militar de Engenharia*

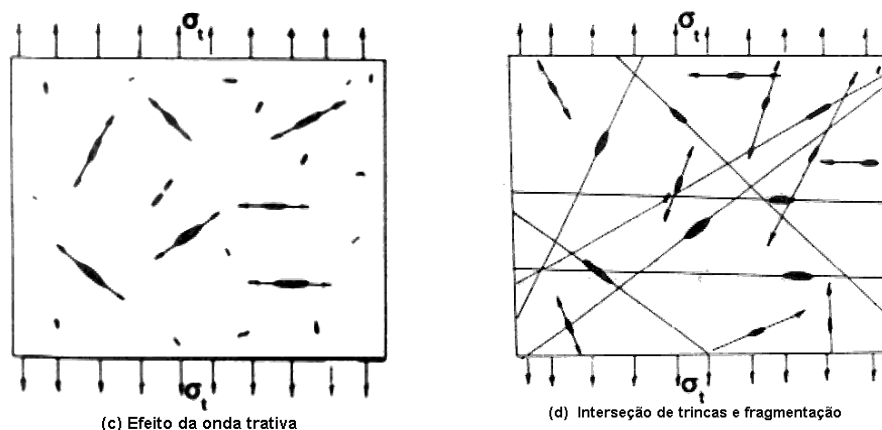
³ *DSc, Sócio Titular, Centro Tecnológico do Exército*

1 INTRODUÇÃO

Em alguns casos específicos, a natureza da fratura cerâmica é dinâmica e isto pode ser explicado como um processo no qual as ligações do material são quebradas e descontinuidades são criadas no interior do material. Portanto, para a compreensão da fratura e a propagação de trinca, deve-se entender tanto as condições limites que acionam este processo quanto à cinética pela qual ele se processa.^[1]

A utilização de diferentes modelos permite entender o processo de fratura durante sua criação. O mais bem sucedido baseia-se na “mecânica da fratura” nos casos onde o comportamento de uma única grande trinca em material frágil é o principal interesse.^[2,3] Contudo, há muitos casos onde a falha ocorre por nucleação, crescimento e coalescimento de milhares de defeitos microscópicos excitados por cargas externas.^[4] Antes que uma falha torne-se visível a nível microscópico, ela tem uma história submicroscópica e isto está relacionado a variáveis microestruturais como o processamento cerâmico, tamanho final do grão, e fases secundárias nos contornos de grão. Uma vez nucleadas, as falhas podem crescer como microtrincas frágeis de clivagem e o modo de falha selecionado pelo material depende da temperatura e da taxa de deformação. Baixas temperaturas ou altas taxas de deformação incentivam o microtrincamento frágil da fase principal, enquanto que altas temperaturas ou baixas taxas de deformação favorecem o ponteamto de trinca e fratura da segunda fase.^[5] Tendo em vista que placas cerâmicas apresentam uma população de defeitos pré-existentes (Figura 1a), ondas de tensão compressivas propagadas a partir do ponto de impacto aumentarão tais defeitos (Figura 1b). As ondas refletem de volta nas superfícies livres e retornam como ondas trativas (Figura 1c). Sob tração, as falhas críticas começam a crescer e posteriormente elas irão coalescer até que ocorra a fragmentação total (Figura 1d).





Fonte: M. A. Meyers [6]

Figura 1. Geração, propagação e coalescimento de trincas na passagem de ondas em cerâmicos.

2 COMPOSIÇÃO CERÂMICA E PROPRIEDADES

Amostras cerâmicas de Al_2O_3 - 4% Nb_2O_5 - 1,5% SiO_2 foram preparadas e sinterizadas de acordo com as condições estabelecidas por Gomes.^[7] Esta composição cerâmica foi escolhida devido à sua baixa temperatura de sinterização (1440 °C) e suas propriedades sinterizadas como mostrado na Tabela 1. Sua fase principal é o óxido de alfa alumina cristalina, e a fase secundária é basicamente o niobato de alumínio (AlNbO_4). Este cerâmico tem a tendência de formar microvazios relacionados com a alta pressão de vapor do óxido de nióbio acima de 1250 °C.^[8, 9] A densidade média sinterizada medida pelo método de Arquimedes revelou que a densificação foi de 92 ± 1 %.

Tabela 1. Propriedades elásticas medidas de acordo com a norma ASTM E-494-95.^[10]

% Al_2O_3	E (GPa)	G (GPa)	ν	C_l (m s^{-1})	C_s (m s^{-1})	C_R (m s^{-1})	ρ (m s^{-1})
95	280±12	112±4	0.24±0.01	9540±477	5580±256	5110±256	3,59±0,02

3 PROCEDIMENTOS DE ENSAIO

3.1 Barra Hopkinson de Pressão Partida

A técnica da Barra Hopkinson de pressão partida (“Split Hopkinson Bar” – SHB) constitui um método experimental útil para ensaiar amostras cerâmicas a altas taxas de deformação sob condições multiaxiais.^[11,12] Quando materiais frágeis como cerâmicos são ensaiados em uma SHB, algumas limitações estão presentes.^[11-14] Para se obter dados experimentais consistentes e confiáveis, modificações apropriadas como modelamento do pulso e confinamento lateral foram necessários.

As amostras foram ensaiadas em uma SHB (Figura 2). A velocidade do impactador situou-se entre 10 to 20 m s^{-1} . Todas as barras foram de aço temperado SAE 4340. Um disco fino de cobre foi utilizado com modelador de pulso com o objetivo de alongar o tempo de medida. Um pequeno confinamento lateral de 20 MPa foi imposto, com o auxílio de uma manga e desacoplamento, de acordo com a Eq.1, que leva em consideração a tensão de escoamento do cobre, o raio da amostra (r) e a espessura da parede lateral (t).^[11,12] Medidores de deformação posicionados nas barras foram usados para medir a tensão e a taxa de deformação.

Dois osciloscópios digitais com 2GHz de largura de banda e 1 GSample/s de taxa de amostragem foram usados. As amostras tiveram $L/D_{amostra} \approx 1$ e $D_{amostra}/D_{barra} \approx 0.5$.

$$\sigma_{conf} = \frac{\sigma_{LE} t}{r} \quad [1]$$

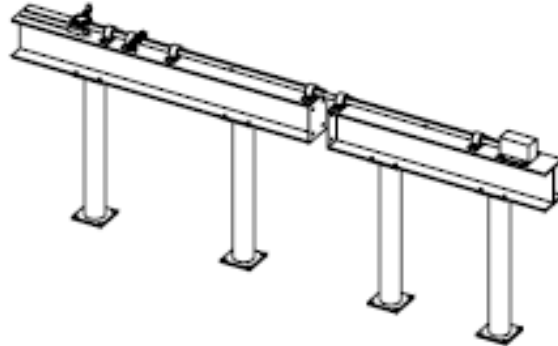


Figura 2. Vista esquemática da SHB utilizada.

3.2 Interpretação dos Dados

Devido à presença da manga, a relação tradicional de tensão da SHB^[15] não é válida e deve ser substituída por:^[11]

$$\sigma(t) = \frac{A_{barra}}{A_{amostra}} E_{barra} \varepsilon_t(t) - \frac{A_{manga}}{A_{amostra}} \sigma_{manga}(\varepsilon, \varepsilon) \quad [2]$$

onde A_{barra} é a área da seção transversal da barra de transmissão, $A_{amostra}$ é a área da seção transversal da amostra, E_{barra} é o módulo de elasticidade do material da barra de transmissão, ε_t é a deformação axial dependente do tempo na barra de transmissão, A_{manga} é a área da seção transversal da manga e σ_{manga} é a tensão axial na manga.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Comportamento Dinâmico

A Figura 3a) mostra uma amostra sem confinamento e a Figura 3b) mostra outra amostra com confinamento de cobre após ambas terem sido ensaiadas com uma velocidade da barra impactadora de 20 m s^{-1} . A amostra sem confinamento foi completamente fragmentada. Com uma pressão de confinamento de 20 MPa, a amostra também sofreu fragmentação, entretanto todos os tamanhos de fragmentos foram maiores, como pode ser visto na Figura 3b). Nesta última amostra, a densidade de trinca é menor do que na primeira amostra, sugerindo que o crescimento de trinca foi suprimido pela pressão lateral de confinamento e houve um caminho de crescimento preferencial quase não alinhado com o eixo de tensão.

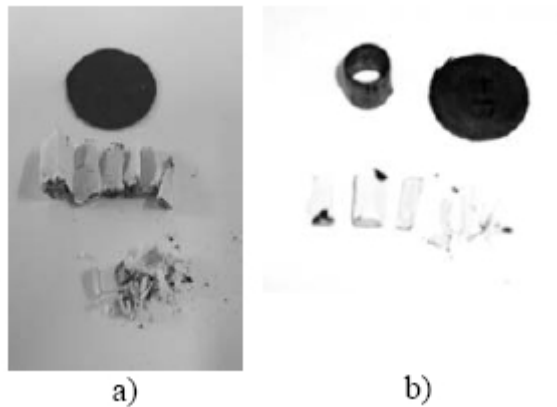


Figura 3. Amostras recuperadas.

4.2 Comportamento Constitutivo

A Figura 4 apresenta o comportamento da relação tensão-deformação para amostras com e sem confinamento de cobre recozido. Todas as amostras foram ensaiadas com velocidade de impacto de 20 m/s. Como mostrado na figura, o comportamento tensão-deformação das amostras confinadas e não confinadas começa igual, mas no fim, as amostras confinadas alcançam um nível de resistência superior e maior deformação antes da falha catastrófica. Durante o estágio inicial de deformação, o módulo elástico foi o mesmo, entretanto, a amostra confinada apresentou limite de resistência superior ao da amostra na condição não confinada. Isto está associado à resposta multiaxial do material durante o carregamento e sua principal consequência é a deformação total maior antes da falha catastrófica.

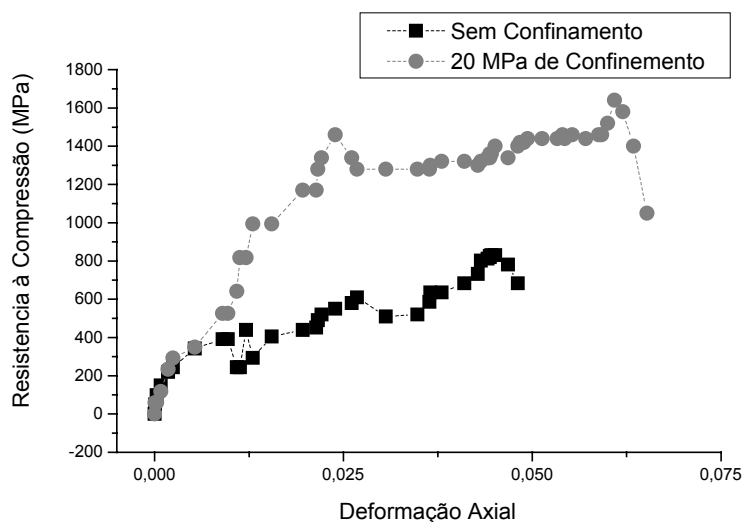


Figura 4. Resposta axial tensão-deformação com e sem confinamento. Taxa de deformação 1825 s^{-1} .

4.3 Marcas de Falha da Onda

A Figura 5 mostra um fragmento típico SHB obtido pela compressão multiaxial. A onda de falha de compressão trincou a amostra e criou um conjunto de marcas sobre a sua superfície. Estas marcas de onda foram identificadas primeiramente por Brandon, Baum e Sherman em experimentos com impacto por queda de peso.^[16] A

distância entre as marcas de onda é uma função da energia de impacto^[5] e pode ser medida por microscopia eletrônica e análise de imagem. Na Figura 5 a distância entre marcas é $95.5 \pm 1 \mu\text{m}$. A visualização das marcas é uma inferência de como os materiais frágeis liberam energia interna durante o impacto em alta velocidade, indicando vibração.

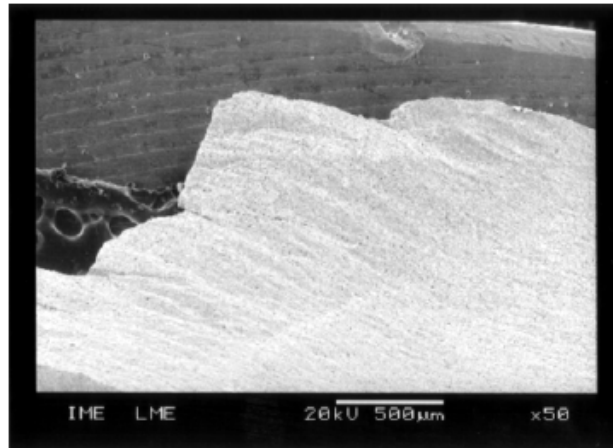


Figura 5. Fragmento da amostra ensaiada em barra Hopkinson com marcas na superfície.

O tempo gasto para criar uma marca de onda é o tempo para criar uma nova superfície. Esta superfície pode ser apenas uma nova trinca ou uma bifurcação de trinca, mas está sempre relacionada a um novo segmento de superfície. Portanto o entendimento de quão rápido a trinca fragmentou um material frágil é possível, pois o avanço da ponta da trinca foi monitorado. Durante o ensaio do material da Figura 5, o tempo de fragmentação foi medido (Figura 6). O valor de $0.05 \mu\text{s}$ foi encontrado.

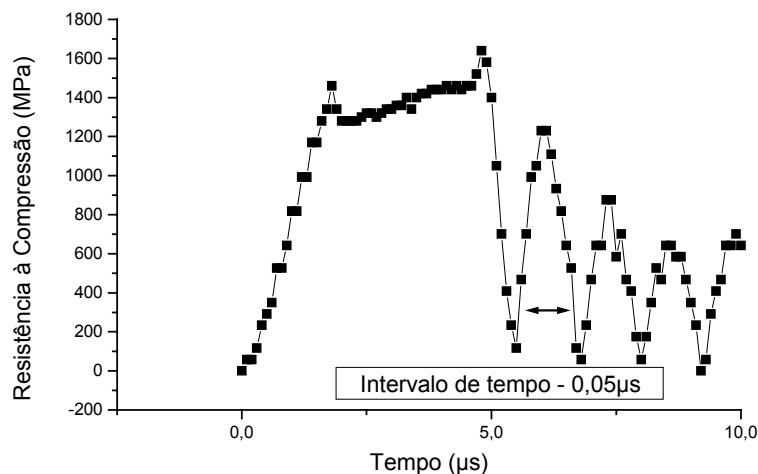


Figura 6. Intervalo de tempo de fragmentação.

De acordo com esta medida, a velocidade média de abertura de trinca foi $C = 95,5/0,05 = 1910 \text{ m s}^{-1}$. Assim, a velocidade da trinca foi de $0.37C_R$. Análises em microscópio de trincas em materiais amorfos frágeis indicam que estas nunca atingiram a velocidade da onda de Rayleigh durante sua propagação.^[17,18] Portanto, este é um comportamento limite e cerâmicos densos policristalinos podem apresentar o mesmo comportamento. A teoria de Broek para velocidades de abertura de trinca estabelece uma velocidade limite teórica de $0.38 C_R$.^[19] Trabalhos de modelamento matemático mais preciso da abertura de trinca foram desenvolvidos

recentemente para metais,^[20] entretanto, cerâmicos policristalinos parecem oferecer um desafio mais árduo ao modelamento do fenômeno,^[21] na medida que suas trincas em propagação nunca atingem a velocidade da onda de Rayleigh. Portanto, a determinação experimental da velocidade da trinca é um passo importante para a formulação de um modelo adequado, assim como o balanço de energia, o estado de tensão na ponta da trinca, e a tenacidade do material. Como parte da energia do impacto é usada para a clivagem do cristal e outra parte é usada para a excitação de múltiplos sítios de nucleação de trinca, o balanço entre esses dois mecanismos controla a velocidade final da falha. Se a interface coesiva entre os grãos é muito forte, prevalece a clivagem e a velocidade da onda de falha é muito próxima da velocidade da onda de Rayleigh.^[22-24] Se por outro lado houver controle da fratura por ramificação de trinca, ponteamento de trinca ou fratura na segunda fase, a velocidade da onda de falha permanece muito abaixo da velocidade da onda de Rayleigh, principalmente nas cerâmicas avançadas (Figura 7). O ensaio de SHB demonstrou ser bastante eficiente neste tipo de análise comparativa, demonstrando que para o material estudado, o mecanismo de clivagem foi o preferencial.

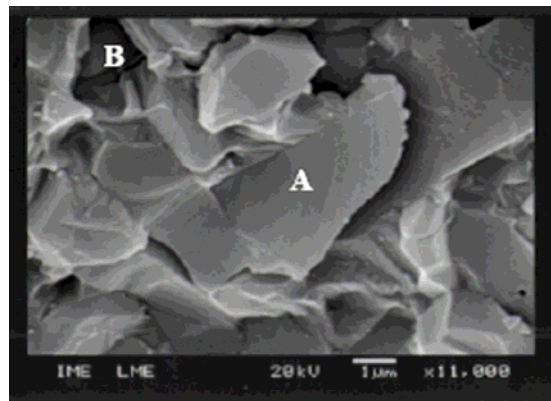


Figura 7. Fratografia do material $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{AlNbO}_4$. A) Clivagem. B) Ramificação de trinca.

5 CONCLUSÕES

A técnica experimental de carregamento multiaxial em SHB foi utilizada para atingir condições de alta tensão e deformação em cerâmicos policristalinos de $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{AlNbO}_4$. Durante todos os experimentos as amostras foram submetidas a um histórico conhecido de carregamento, permitindo o registro do comportamento constitutivo de cada material. Medidas obtidas por osciloscópio e observações por microscopia permitiram obter a velocidade da onda de falha e comparar esta medida experimental com o valor previsto pelo modelo de Broek. O composto policristalino de $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{AlNbO}_4$ submetido a uma taxa de deformação de 1825 s^{-1} apresentou uma velocidade de propagação de falha de $0,37 C_R$. A presença do confinamento confirma a tendência de minimizar a fragmentação conforme reportaram anteriormente Chen e Ravichandran para o MACOR[®] [11]. Mecanismos de absorção de energia de fragmentação, como a ramificação de trinca, foram identificados.

Agradecimentos

Esta pesquisa foi possível graças ao apoio do Exército Brasileiro através do seu Plano Básico de Ciência e Tecnologia (PBCT-GBVM / Obj1-2004 entre o IME e o CTEEx). Os autores gostariam de agradecer ao Engenheiro Carlos Roberto Corrêa

da Costa do IME e ao Funcionário Francisco dos Santos do CTE_x por suas sugestões referentes ao processamento cerâmico e preparo de amostras.

REFERÊNCIAS

- 1 D.R Curran, L. Seaman, D.A. Shockley, Dynamic Failure of Solids, Physics Reports, vol.147 Nos. 5&6 (1987), p. 349-355.
- 2 A.A. Griffith, Phil. Trans. Roy. Soc London, Ser. A 221 (1921) 163.
- 3 D.R. Irwin, Onset of Fast Crack Propagation in High Strength Steel and Aluminum Alloys, Syracuse University Research Institute, Syracuse University, NY, in Sagamore Research Conference Proceedings, Vol.2, 1956, p.289-305.
- 4 L.H.L Louro, M.A. Meyers, J.Mat.Sci. 24 (1989) p.2516.
- 5 L.H.L. Louro, A.L.V. Cardoso, J.C.M. Suarez, Alumina Fracture Behavior Submitted to Falling Weight Test, in Proceedings of the 21st International Symposium on Ballistics, Adelaide, 19-23 April 2004 (ed. by Australian Department of Defense) p.263.
- 6 M.A. Meyers, Dynamic Behavior of Materials, John Willey & Sons, 1994.
- 7 A.V. Gomes, M.Sc. Dissertação de Mestrado, IME, Rio de Janeiro, 1999.
- 8 W. Acchar, M.Sc. Dissertação de Mestrado, IME, Rio de Janeiro, 1985.
- 9 P. Kofstad, S. Espevik, Electrochemical Soc. 112 (2) pp.153-160 (1965).
- 10 ASTM E-494-95, Standard Practice for Measuring Ultrasonic Velocity in Materials, ed. by ASTM International, Metals Park, OH (2001).
- 11 W. Chen, G. Ravichandran, Journal de Physique III vol.4, Colloque C8 (1994), pp. C8-177.
- 12 W. Chen, G. Ravichandran, J.Mech.Phys.Solids, vol.45 No.8 pp.1303-1328 (1997).
- 13 B.A. Gama, S.L. Lopatnikov, J.W. Gillespie Jr., Appl.Mech.Ver vol.57 No.4, pp223-250 (2004).
- 14 W. Chen, B. Song, D. J. Frew, M. J. Forrestal, Recent Developments in Split Hopkinson Pressure Bar Testing, Ceramic Armor Material by Design, ACerS, Ceramic Transactions vol. 134, Ohio, pp.217-224, 2002;
- 15 H. Kolsky, Stress Waves in Solids, Dover, 1963, p.150-162.
- 16 D.G. Brandon, L. Baum, D. Sherman, Journal de Physique III vol.4, Colloque C8 (1994), pp. C8-171.
- 17 A. Kobayashi, N. Ohtani, T. Sato, Phenomenological aspects of viscoelastic crack propagation. (1974) Journal of Applied Polymer Science 18, 1625–1638.
- 18 G.R Irwin, J.W Dally, T. Kobayashi, W.L Fournery, M.J Etheridge, H.P Rossmannith, On the determination of the $-k$ relationship for birefringent polymers, (1979) Experimental Mechanics 19(4), 121–128.
- 19 D. Broek, Elementary Engineering Fracture Mechanics, Kluwer, 4th ed., cap 6, p. 173 (1982).
- 20 L.B. Freund, Int.J.Eng.Sci., 12, (1974), pp.179;
- 21 J.A. Hauch, M.P. Marder, International Journal of Fracture 90: 133–151 (1998).
- 22 J.J. Gilman, C. Knudsen, W.P. Walsh, Journal of Applied Physics 6, 601–607 (1958).
- 23 D. Hull, P. Beardmore, International Journal of Fracture Mechanics 2, 468–487 (1966).
- 24 B. Cottrell, Applied Materials Research 4, 227–232 (1965).