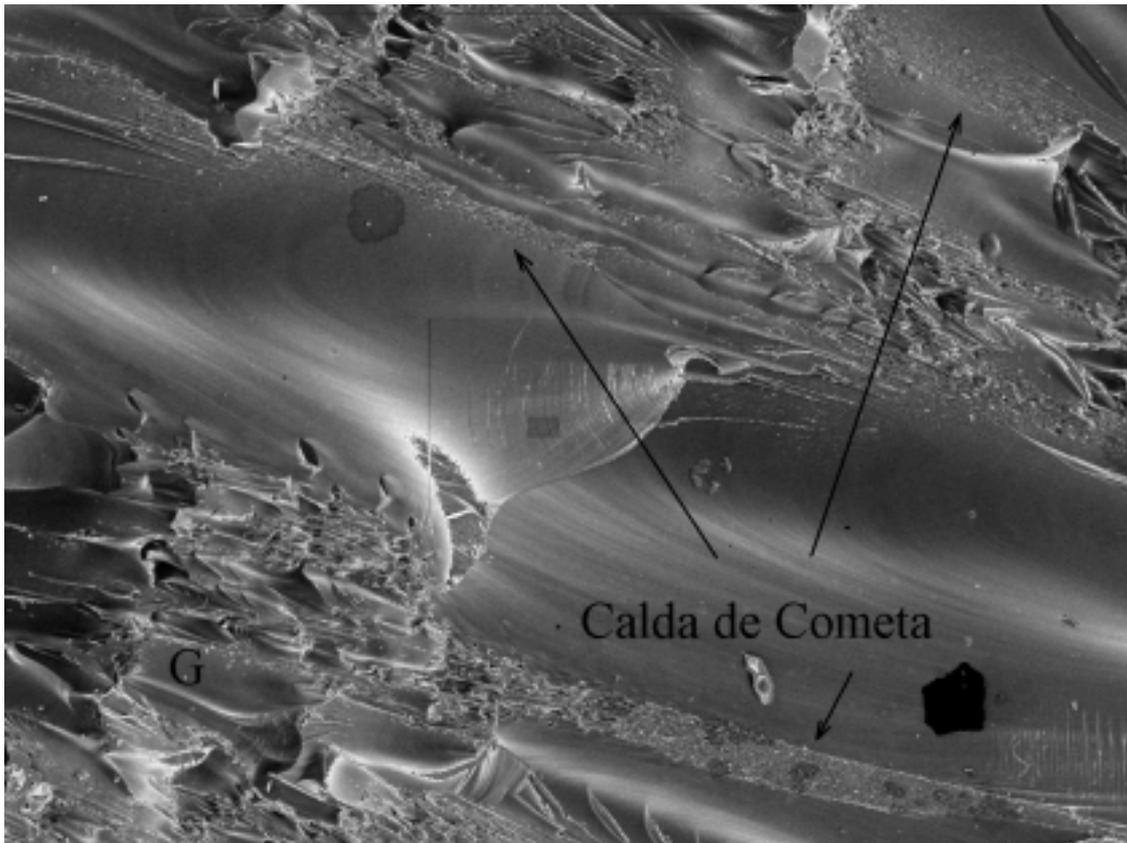


- O vidro fragmenta em função de um campo de tensão macroscópico. A manutenção da simetria de fragmentação sugere uma propagação espontânea de trincas a partir de várias locais de iniciação na superfície da lâmina.
- A medição da velocidade de propagação da trinca em vidros é fundamental para a caracterização e o estudo da evolução do campo de tensão durante a fratura.

## 6. REFERÊNCIAS

- Brungs, M. P., 1995, “Fracture and Failure of Glass” Materials Forum, Vol. 19, pp. 227-239
- Griffith, A. A., 1920, “The Phenomenon of Rupture and Flow in Solids”, Philosophical Transactions of The Royal Society, Vol. A221, pp. 163-197.
- Holloway, 1973, “The Physical Properties of Glass”, Ed. Wykeham, London, pp. 150
- Inglis, C. E., 1913, “Stresses in a Plane due to the Presence of Cracks and Sharp Corners”, Transactions of The Institute of Naval Architecture, Vol. 55, pp. 219-241.
- Irwin, G. R. , 1958, “Fracture Handbuch der Physik”, Ed. Springer-Verlang, Berlin, Vol. 6, pp. 551.
- Lawn, B. , 1993, “Fracture of Brittle Solids” Ed. Cambridge University Press, pp. 183
- Mott, N. F., 1948, “Fracture of Metals: Theoretical Considerations ”, Engineering, Vol. 165, pp. 16-18.
- Shand, E. B., 1954, “Crack Formation Related Phenomenon in Silicate Glasses”, Journal of American Ceramics Society, Vol. 37, pp. 52-59.
- Wiederhorn, S. M., 1967, “Influence of Water Vapor on Crack Propagation in Soda Lime”, Journal of American Ceramics Society, Vol. 50, pp. 407-413



**Figura 7.** ‘Neblina’ em forma de caldas de cometa

Estes resultados mostram a necessidade de uma maior compreensão da natureza e do desenvolvimento do campo de tensão associado ao carregamento e a fratura em vidros. Neste sentido a probabilidade de alteração do campo de tensão durante a fratura deve ser considerado, e os estudos devem compreender a análise do campo antes e durante a propagação de trinca.

#### **4. PESQUISA EM DESENVOLVIMENTO**

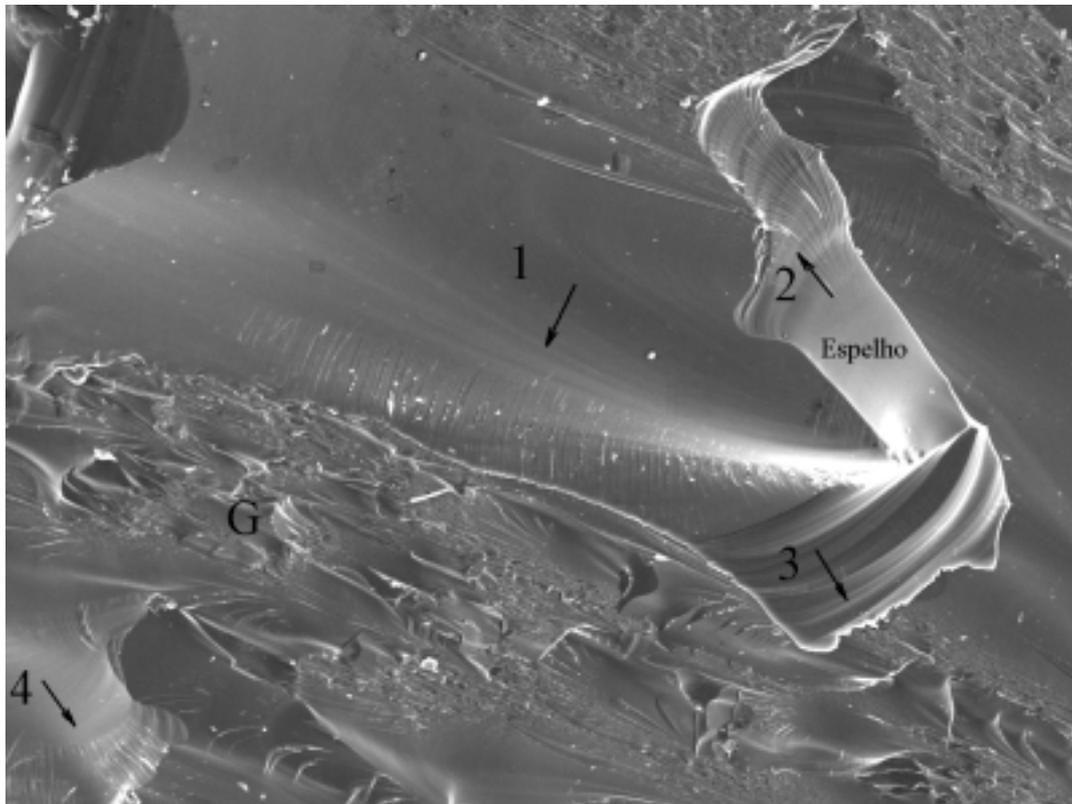
O estudo dos fenômenos de alta velocidade representa uma das linhas de pesquisa em desenvolvimento no Instituto Militar de Engenharia. Neste sentido, a continuação da pesquisa de fratura em vidros está em progresso no Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais, tratando-se de um processo que desenvolve a altíssimas velocidades; de 1500 a 2000 m/s. O registro de iniciação e propagação da trinca e a consequente averiguação experimental da(s) teoria(s) está sendo viabilizado com o auxílio de uma câmera digital de alta velocidade.

#### **5. CONCLUSÕES**

- As características morfológicas da superfície de fratura mostram a limitação da teoria de fratura frágil de Griffith, baseada no equilíbrio entre a energia liberada e a energia necessária para criar as superfícies de fratura. A diversidade de morfologias é justificada pelo aumento da energia liberada,  $G$ , além do valor crítico,  $G_c$ .

### 3.2 Características microscópicas da superfície de fratura

As figuras (6) e (7) mostram as características gerais da superfície de fratura das amostras rompidas. A fratura da figura (6) apresenta as diferentes morfologias; região espelhada, ondulações, estrias, neblina e ramificações, além de uma outra morfologia mais grosseira, 'G', incluindo relevos de contornos irregulares.



**Figura 6.** Características fraturográficas e multiplicidade de propagação

Observa-se que a 'neblina' aparece entre, e *não* antes das ramificações, figura (6) ou aglomerados numa morfologia de 'calda de cometa', figura (7). Além do mais, a fratura da figura (7) mostra neblina e ramos distribuídos em algumas áreas na região 'G'. A multiplicidade de frentes de propagação junto com as evidências de estrias confirmam a bifurcação da trinca e a alteração do plano de propagação a nível microscópico. Outrossim, a variação da direção de propagação das bifurcações, figura (6), deve ser compreendida como o resultado das alterações locais do campo de tensão.

Observa-se que as características fraturográficas analisadas acima não obedecem, necessariamente, o desenvolvimento morfológico analisado pela teoria, especificamente no que tange a sequência de neblina/ramificações; a neblina aparecendo entre as ramificações, ou aglomerando-se em faixas bem definidas (calda de cometa). A Figura (7) mostra a neblina associada às ramificações em algumas áreas na região 'G'. Isto sugere uma sucessão de iniciação e propagação de trincas de curto alcance, uma vez que a neblina forma-se no início "threshold" de formação de ramificações( Brungs, 1995). Outrossim, observa-se que a região de espelho associada à neblina não é bem definida, o que limita o uso das equações (9) e (10) para o cálculo da tensão de fratura ou do fator de intensidade de tensão.

na energia mecânica acomodada pelas lâminas antes da fratura. Neste caso, a energia é proporcional à largura da lâmina. De fato, os resultados mostraram que a carga sustentada pelas amostras antes da fratura é proporcional à largura das mesmas. Isto pode ser visto ao acompanhar a formação de trincas em placas de diferentes qualidades de vidro de larguras infinita. Observa-se que o comprimento de trinca é diretamente proporcional à carga máxima, e conseqüentemente, à energia liberada.

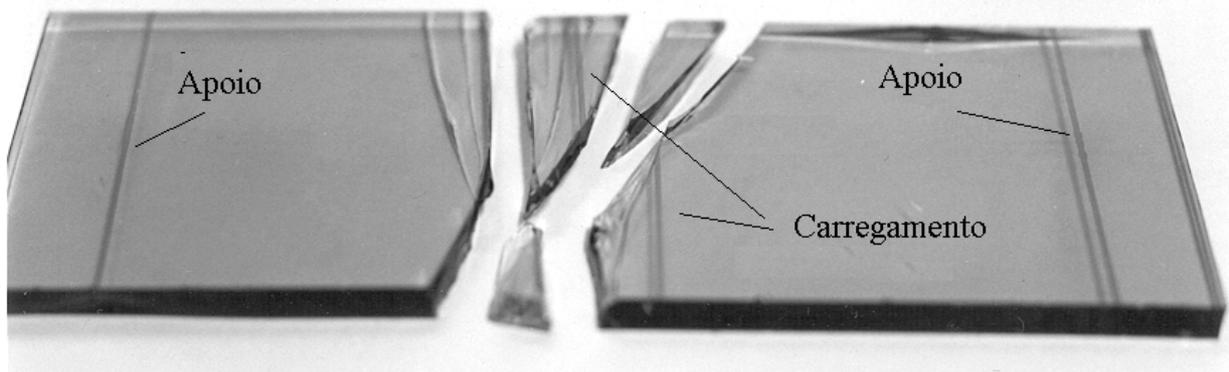
### 3. 1 Características de propagação de trinca

Outras características importantes devem ser anotadas a partir da figura (6). De modo geral, e independente da largura da amostra, os fragmentos apresentam-se trincados. Neste sentido, observa-se que a densidade das trincas em cada fragmento aumenta com a largura da lâmina. Além do mais, há uma alteração do contraste visual; isto é, as trincas individuais iniciam-se como uma linha fina a partir da superfície e apresentam a partir de uma dada posição um aspecto mais grosseiro, ou vice versa. A própria característica de fragmentação é específica uma vez que, para uma dada largura de lâmina de vidro, a largura máxima dos fragmentos e o número de trincas em cada fragmento são praticamente constantes. Estas observações mostram que :

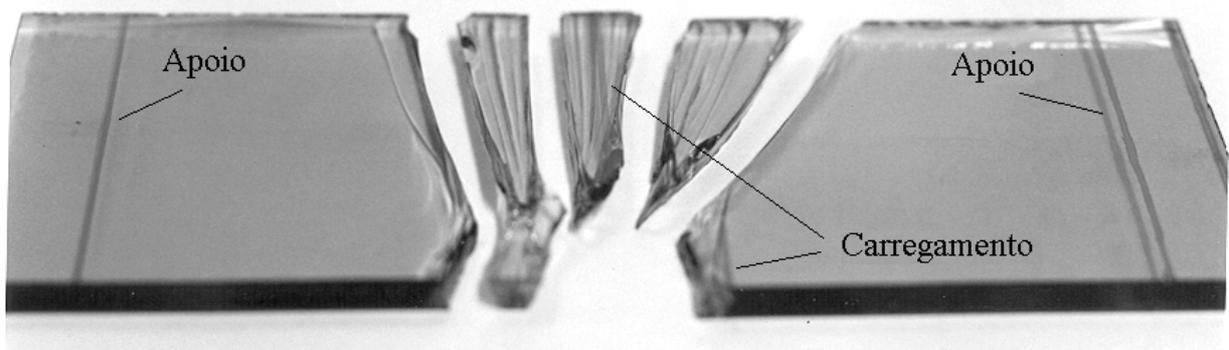
*Primeiro:* o aumento da densidade de trincas com a largura das lâminas é plausível uma vez que a energia liberada aumenta com o aumento da largura da lâmina, e o comprimento total de trincas é, conseqüentemente, maior. Outrossim, a variação do contraste das trincas é atribuída ao giro dos planos de propagação de trinca, provavelmente ligado ao giro do plano da tensão máxima.

*Segundo:* as lâminas fragmentam-se a partir de núcleos equidistantes na superfície do vidro. Isto pode ser atribuído à característica do campo da tensão permitindo picos de intensidade equidistantes ao longo do comprimento da lâmina. Por outro lado, entende-se como primeira análise que um gradiente de tensão desenvolve-se somente ao longo da largura devido à problemática do contato cutelo/lâmina analisada acima. Contudo, a regularidade de espaçamento dos fragmentos reflete o efeito de um fenômeno macroscópico e não um efeito microscópico da distribuição das microtrincas intrínsecas. Neste sentido, pode-se argumentar que as trincas propagam-se ao mesmo tempo a partir da superfície, algumas acelerando preferencialmente ao longo de trajetórias definidas pelo campo de tensão.

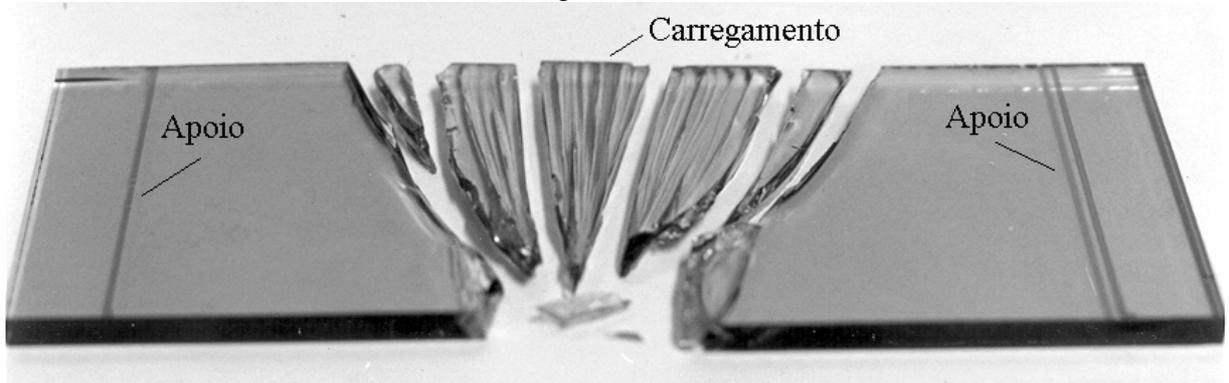
À luz desta análise, duas hipóteses podem ser levantadas a respeito da velocidade de propagação da trinca. Na *Primeira*, os fragmentos separam-se ao mesmo tempo supondo-se que a liberação de energia mecânica terminaria com a perda de continuidade do material. Neste caso, a velocidade de propagação da trinca é variável se as trincas iniciam-se ao mesmo tempo. Por outro lado, podemos argumentar que a velocidade média de propagação é constante. Isto significa necessariamente que, a fim de garantir a separação simultânea dos fragmentos, as trincas iniciam-se sucessivamente a partir dos pontos mais afastados do eixo da simetria. A *Segunda* hipótese propõe que a fragmentação do vidro continua após a perda de continuidade. Isto é, a liberação de energia continua após a descontinuidade do sistema. A hipótese pode representar uma contradição uma vez que a observada simetria de fragmentação e a regularidade de largura dos fragmentos são atribuídos à presença de um campo de tensão específico. Portanto, pode argumentar-se que, na ausência do campo de tensão, a fragmentação do vidro deva ser assimétrica após a perda da continuidade. Não obstante, a propagação de trinca no vidro é um fenômeno de altíssima velocidade ( 1500 ~2000 m/s ) procedendo num campo de tensão que pode definir a trajetória de propagação independentemente da continuidade do sistema.



a – largura de 20 mm



b – largura de 30 mm



c – largura de 40 mm

**Figura 5.** Fragmentação das lâminas de vidro

gradiente de tensão. Uma vez que o gradiente é simétrico em ambos os lados do eixo transversal da lâmina, as trincas percorrem o campo de tensão ao longo de trajetórias similares em ambos os lados do eixo, resultando na simetria cônica dos fragmentos.

O aumento do número de fragmentos com a largura da lâmina pode ser deduzida a partir da análise da equação (5). Uma vez que as lâminas de vidro são da mesma qualidade, é plausível concluir que o tamanho médio do defeito crítico,  $c_o$ , é o mesmo em todas as lâminas. Conseqüentemente, os valores da tensão de fratura,  $\sigma_f$ , devem ser próximos. A diferença reside

$$\sigma_f = \frac{M}{\sqrt{r}} \quad (9),$$

onde  $M$  é uma característica do material, conhecido como a constante de ‘espelho/neblina’ que descreve a extensão relativa da região do espelho em relação à região de neblina; ( $M \approx 2,0 \text{ MN m}^{-3/2}$  para vidros de silicato de sódio). A autenticidade da equação (9) foi certificada para diferentes perfis de campos de tensão (Brungs, 1995).

De ponto de vista de mecânica de fratura, a interface entre a região espelhada e a região de neblina representa o início, “threshold”, da ramificação da trinca, e pode ser representada por um fator de intensidade de tensão,  $K_R$ , característico do material:

$$K_R = \Phi \sigma_f \sqrt{r} \quad (10),$$

onde  $\Phi$  é o fator de forma.

As equações (9) e (10) mostram que a tensão de fratura de uma dada qualidade de vidro pode ser determinada a partir das características morfológicas da superfície de fratura; a tensão é inversamente proporcional ao raio da zona espelhada que pode ser determinada através da análise da superfície de fratura no microscópio eletrônico de varredura.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Lâminas de silicato de sódio (vidro plano) foram fraturadas sob flexão de três pontos. Os testes foram realizados em amostras de 4 mm de espessura e três larguras; 20, 30 e 40 mm. A fim de avaliar o efeito da taxa de carregamento no modo de fratura, o carregamento foi realizado sob três taxas; 0,1 0,5 e 2,0 mm/min. A fratura macroscópica foi registrada fotograficamente e as características da superfície de fratura analisadas e registradas no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

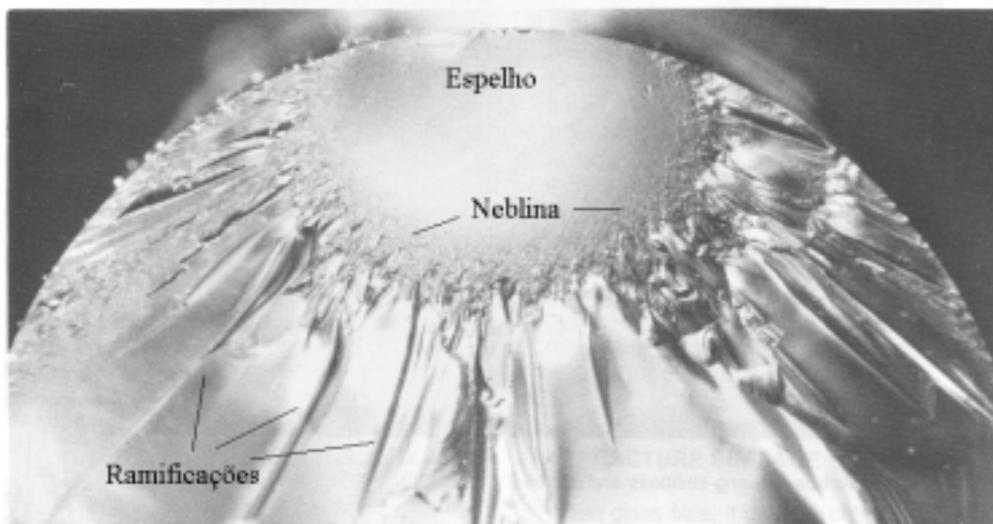
## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura (5) mostra a característica macroscópica da fratura das amostras trabalhadas sob flexão. As lâminas são apresentadas sob a mesma largura, e as posições de carregamento e de apoio são indicadas. Independentemente da largura das amostras, observa-se uma simetria da fragmentação em torno da posição central de carregamento, e um afunilamento dos fragmentos ao longo da largura das lâminas. O afunilamento aumenta com o aumento da largura das lâminas. Conseqüentemente, a fratura não é simétrica em torno do eixo longitudinal das amostras. Observa-se, também que o número de fragmentos aumenta com o aumento da largura da lâmina.

Estes resultados encontram justificativas coerentes como mostra a análise a seguir. Primeiro, a simetria de fragmentação em torno da linha de carregamento e o afunilamento dos mesmos tem como provável justificativa o desenvolvimento de um gradiente de tensão através da largura. O desenvolvimento do gradiente é atribuído à ausência de um contato perfeito entre o cutelo de carregamento e a superfície do vidro, apesar da liberdade de movimento intrínseca da montagem do cutelo. Isto é plausível, uma vez que o vidro apresenta elasticidade mínima, o que dificulta a acomodação do cutelo e um contato perfeito do mesmo ao longo de toda a largura da lâmina. Conseqüentemente, o cutelo comprimi a lâmina por desigual, permitindo o desenvolvimento do

rotação durante a propagação da trinca. Quando o eixo de rotação é paralelo à frente da trinca, o plano de propagação da trinca simplesmente curva para cima ou para baixo acompanhando a rotação. Por outro lado, se o eixo de rotação for perpendicular à frente da trinca o plano da trinca é obrigado a executar um movimento helicoidal (torção), o que não é energeticamente viável. Neste caso, a frente da trinca acomoda a rotação do eixo formando pequenas trincas no novo plano de tensão máxima. A figura (2) mostra que as pequenas trincas são separadas uma das outras e apontam na direção de propagação original.

Como relatado acima, a frente da trinca ramifica-se quando  $G \cong 14G_c$ . A figura 4 mostra as características da ramificação de fratura do vidro plano. Observa-se que a ramificação é



**Figura 4.** Ramificação da trinca, precedida por uma região nebulosa e uma região espelhada.

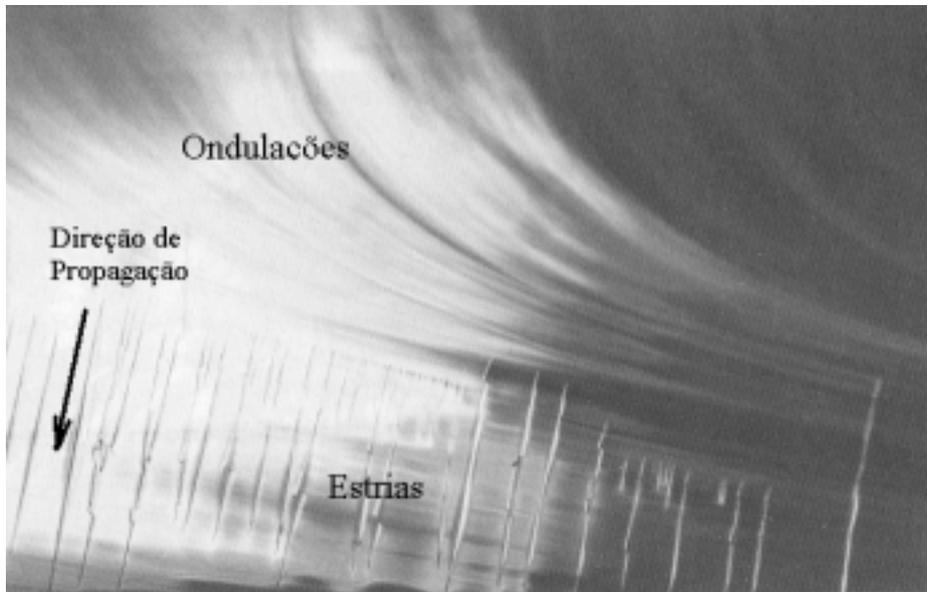
precedida por uma região ‘espelhada’ e uma região ‘nebulosa’ mais estreita. A ramificação da trinca é postulada na teoria de ‘bifurcação da onda de tensão’ como o resultado da uma interação muita intensa entre os pulsos de tensão e a frente de propagação de trinca que causa uma deflexão abrupta e a ramificação da trinca. Contudo, esta teoria não analisa adequadamente as características da superfície de fratura.

Neste sentido, a teoria de ‘fratura secundária’ oferece uma análise qualitativa mais completa. A teoria propõe que o campo de tensão associado à frente da trinca causa a iniciação de microtrincas secundárias afrente da frente de propagação. Após a iniciação das microtrincas, a frente de propagação ultrapassa as mesmas, deixando como rastro uma região ‘nebulosa’. A trinca continua acelerando e o campo da tensão na frente da trinca intensifica-se de modo que formam-se trincas secundárias afrente da frente de propagação. Logo, as trincas secundárias tornam-se independentes na forma de ‘ramos’. Localizando-se a sequência das regiões de espelho, de neblina e de ramos, a origem da fratura do vidro pode ser determinada.

### 1.3 Tensão de Fratura

Shand (1954) apresentou uma relação empírica relacionando a tensão de fratura  $\sigma_f$ , e o raio  $r$  da região espelhada da superfície de fratura:

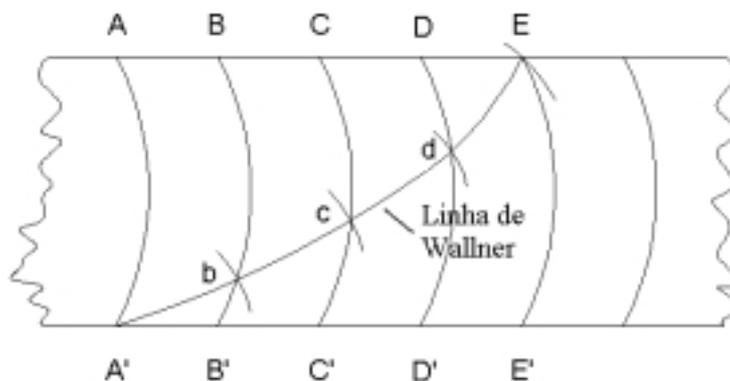
resultando numa deflexão momentânea da frente, efetivamente marcando a posição da frente no momento de interação. As ondulações são convexas na direção de propagação da



**Figura 2.** Características gerais da superfície de fratura; ondulações e estrias

frente da trinca. No caso de falha sob um momento fletor, as ondulações são convexas na direção da superfície em tração.

A superfície de fratura de vidro pode apresentar outras marcas características chamadas de “linhas de Wallner” (Holloway, 1973). Neste caso, a frente de propagação da trinca interage com defeitos na superfície do vidro, gerando pulsos de tensão. Novamente, os pulsos de tensão são mais rápidos que a frente de propagação de modo que interagem com a frente em movimento formando uma linha de Wallner. Neste caso, a linha representa os *locais da interseção* do pulso refletido com a frente de propagação em movimento, figura (3), e não a *posição* da frente de propagação num dado momento, o que formaria uma ondulação.



**Figura 3.** Formação de ‘Linha de Wallner’; ( A´ b c d E )

Inicialmente, a trinca encontra-se num plano perpendicular ao eixo da tensão aplicada, isto é ao longo do plano da tensão máxima. Contudo, o plano da tensão máxima pode sofrer uma

De ponto de vista de mecânica de fratura, Irwin (1958) mostrou que a energia elástica,  $G$ , liberada pelo sistema por unidade de largura da frente da trinca é igual à taxa de variação da energia mecânica:

$$G = - \frac{dU_M}{dc} \quad (6).$$

Neste sentido, a energia crítica,  $G_c$ , é aquela necessária para iniciar a fratura.  $G_c$  é propriedade do material e independe do modo de carregamento. Em função da fragilidade dos vidros,  $G_c$  é geralmente baixa ( $\approx 8 \text{ Jm}^{-2}$ ), ao contrário dos materiais plásticos ( $G_c \approx 10^3 \text{ kJm}^{-2}$  para o cobre). A partir da energia liberada,  $G$ , determina-se o fator de intensidade de tensões do material,  $K_I$ , para descrever a distribuição das tensões elásticas na região próxima à frente da trinca.

### 1. 1 Limitação da teoria de Griffith

A teoria de Griffith trata de condições de equilíbrio. Por outro lado, outras considerações devem ser levadas em conta quando a taxa de liberação de energia elástica é muito superior à taxa crítica necessária para causar o incremento da superfície da trinca;  $G \gg G_c$ . Para considerar esta diferença Mott (1948) incluiu um termo de energia cinética no balanço energético do sistema:

$$U = U_M + U_S + U_K \quad (7).$$

Portanto, se  $U_K \neq 0$ :

$$\frac{dU_k}{dc} = G - G_c \quad (8).$$

Isto é, o excesso de energia liberada durante a propagação da trinca é dissipado como a energia cinética associada à superação da inércia de abertura das faces da trinca, o que determina a velocidade de propagação. Se  $G \cong 14 G_c$ , observa-se um outro mecanismo de dissipação de energia que causa a ramificação ou a bifurcação da trinca. Lawn (1993) justifica este resultado em função de desenvolvimento de trincas secundárias ou da ramificação do campo de tensão.

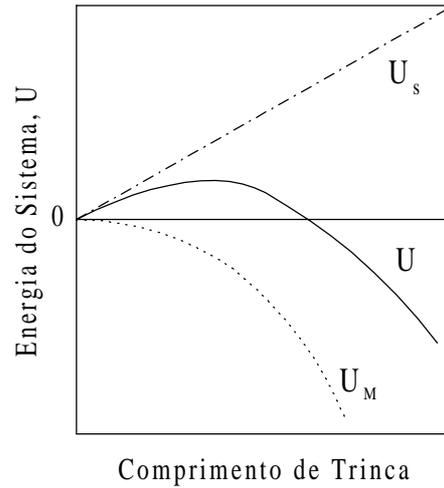
### 1. 2 Superfície de Fratura

Reconhecidamente, a fratura de vidro é catastrófica, o que dificulta a análise do histórico de fragmentação. Contudo, o desenvolvimento da fratura pode ser analisado a partir das características de superfície analisadas no microscópio eletrônico de varredura. Inicialmente, a superfície de fratura é opticamente lisa. Esta região é conhecida como a “zona de espelho”. Quando  $G \approx 5 G_c$ , a trinca propaga-se formando ondulações e estrias características, figura (2). Argumenta-se que as ondulações formam-se quando os ‘pulsos sônicos’ da tensão, os quais precedem a frente da trinca, são refletidos a partir de uma outra região superficial. Os pulsos refletidos interagem com a frente da trinca, a qual propaga-se a uma taxa relativamente lenta,

$$U = U_s + U_m \quad (1).$$

Uma vez que o crescimento da trinca resulta na redução da energia mecânica do sistema, o sinal deste componente é negativo, figura (1). A trinca propaga-se quando a variação da energia  $U$  em relação ao comprimento da trinca  $C$  é minimizada :

$$\frac{dU}{dC} < 0 \quad (2),$$



**Figura 1.** Variação da energia do sistema com o comprimento da trinca

O componente de energia mecânica é calculado considerando a concentração da tensão na ponta de trincas elípticas finas; estimada por Inglis (1913). Para uma tensão aplicada,  $\sigma_A$  normal ao plano das microtrincas de comprimento  $2c$  e largura unitária, a energia mecânica liberada por unidade de largura da frente da trinca é dada por:

$$U_M = - \frac{\pi c^2 \sigma_A^2}{E} \quad (3),$$

e a energia necessária para incrementar as duas superfícies da trinca por unidade de largura da frente da trinca é :

$$U_s = 4 c S \quad (4),$$

S sendo a energia superficial por unidade de área.

Figura (1) mostra que a energia total,  $U$ , é reduzida conforme a trinca propaga-se. No ponto de energia zero, a continuidade do sistema deixa de existir; isto é, a trinca atinge um comprimento crítico,  $c_o$ , e o vidro é fraturado. A tensão de fratura é calculada da equação (1), igualando a energia mecânica liberada e a energia superficial da trinca :

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2ES}{\pi c_o}} \quad (5).$$

## CARACTERÍSTICAS DO CAMPO DE TENSÃO E DE FRATURA EM VIDROS PLANOS

**Hani Hussein Aly El-Sharawy**

**Carlos Sergio da Costa Viana**

Instituto Militar de Engenharia, Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais,  
22290-270, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, e-mail: [haniha@epq.ime.eb.br](mailto:haniha@epq.ime.eb.br)

### Resumo

Os vidros são materiais amorfos isotrópicos caracterizados por uma fratura frágil. A tensão de fratura destes materiais é duas ordens de magnitude menor que a tensão teórica definida pela resistência das ligações atômicas. A teoria de Griffith justifica este comportamento em função das microtrincas na superfície do vidro. Baseando-se na teoria, lâminas de vidro foram fraturadas em tração e em flexão até a fratura. Foram adotadas três taxas de carregamento e três larguras de lâmina, e as características de fratura foram analisadas no Microscópio Eletrônico de Varredura. Independentemente das variáveis experimentais, a fratura é uma função de um campo de tensão simétrico. As características microscópicas indicam que a energia elástica liberada,  $G$ , é maior que o valor crítico,  $G_c$ , proposto por Griffith. A morfologia diversificada de fratura limita o uso de equações fenomenológicas de cálculo da tensão de fratura. A determinação experimental da velocidade de propagação é fundamental para o estudo do desenvolvimento e do efeito do campo de tensão na fratura do vidro.

**Palavras-chave:** Vidro, Campo de tensão, morfologia de fratura, propagação de trinca, Mecânica de Fratura

### 1. INTRODUÇÃO

Os vidros representam a classe de materiais caracterizados pela ausência de estrutura cristalina. Consequentemente, eles não contêm discordâncias ou sistemas de deslizamento que permitiriam a deformação plástica e, portanto fratura de modo totalmente frágil.

Reconhecidamente, a tensão de fratura dos vidros é significativamente menor que a resistência teórica do material ( tensão necessária para o rompimento das ligações atômicas ). A teoria de Griffith (1920) justifica este resultado em função das microtrincas características na superfície do vidro. A teoria estipula que a propagação da trinca de fratura frágil é um processo termodinamicamente reversível, no qual a energia total do sistema,  $U$ , é minimizada. Griffith analisou que o crescimento da trinca necessita de um incremento da energia superficial,  $U_s$ . Ao mesmo tempo, o crescimento da trinca requer a liberação de energia mecânica,  $U_m$ , armazenada no sistema, incluindo a deformação e energia potencial. Portanto, a alteração da energia do sistema é: