



**António Manuel de  
Bastos Pereira**

**Fractura interlaminar de compósitos de matriz  
polimérica**

Tese apresentada à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica, realizada sob a orientação científica do Prof. Dr. Alfredo Balacó de Moraes, Professor Associado do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro.

Dedico este trabalho à Nélia, à Catarina e ao Miguel pelo incansável apoio.

## o júri

presidente

**Reitora** da Universidade de Aveiro.

vogais

Prof. Dr. **António Torres Marques,**

Professor Catedrático da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.

Prof. Dr. **Paulo Manuel Salgado Tavares de Castro,**

Professor Catedrático da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.

Prof. Dr. **Manuel José Moreira de Freitas,**

Professor Catedrático do Instituto Superior Técnico da Universidade Técnica de Lisboa.

Prof. Dr. **José Joaquim de Almeida Grácio,**

Professor Catedrático da Universidade de Aveiro.

Prof. Dr. **José Joaquim Lopes Morais,**

Professor Associado da Universidade de Trás-Os-Montes e Alto Douro.

Prof. Dr. **Alfredo Manuel Balacó de Morais,**

Professor Associado da Universidade de Aveiro (**Orientador**).

## **agradecimentos**

Ao meu orientador, Professor Doutor Alfredo Balacó de Morais, com quem tive o privilégio de trabalhar, usufruindo do seu dotado instinto e sabedoria.

À Dina, pela excelente colaboração neste trabalho.

À Nélia, à Catarina e ao Miguel , pelo apoio e por tudo quanto prescindiram para que este momento fosse possível.

À Fundação para a Ciência e a Tecnologia (FCT) pelo apoio no âmbito dos projectos POCTI/EME/38731/2001 e POCI/EME/57956/2004.

## palavras-chave

Compósitos de matriz polimérica, laminados multidireccionais, delaminação, taxas de libertação de energia, factores de intensidade de tensão, resistência à fractura, análise por elementos finitos.

## resumo

Os compósitos de matriz polimérica são actualmente utilizados num vasto campo de sectores de actividade, que vão desde a electrónica de grande consumo até às indústrias aeronáutica e espacial. Apesar dos progressos conseguidos, subsistem alguns obstáculos à generalização das aplicações estruturais de compósitos, associados aos elevados custos dos materiais e à complexidade do comportamento mecânico. Na realidade, devido a lacunas no conhecimento dos mecanismos de dano e de ruína, há um enorme potencial de optimização de estruturas compósitas.

Um dos modos de dano mais perigoso dos laminados compósitos de alto desempenho é a delaminação. Após inúmeros estudos publicados, estão disponíveis normas que permitem caracterizar a resistência à delaminação de compósitos unidireccionais. Porém, na grande maioria das aplicações estruturais usam-se laminados multidireccionais e as delaminações tendem a formar-se entre camadas de diferentes orientações. O objectivo principal deste trabalho foi por isso caracterizar a resistência à delaminação de laminados multidireccionais, nomeadamente avaliar a influência da orientação das camadas adjacentes à delaminação.

Atendendo à importância prática das solicitações e dos materiais, foram realizados ensaios de modo I “*double cantilever beam*” (DCB), de modo II “*end-notched flexure*” (ENF) e de modo misto I+II “*mixed mode bending*” (MMB), em provetes vidro/epóxico e carbono/epóxico. Os provetes escolhidos tinham interfaces de delaminação dos tipos  $0/\theta$  e  $\theta-\theta$ , sendo  $\theta$  variável entre 0 e 90 graus. A componente experimental foi amplamente suportada por modelação tridimensional com elementos finitos.

Os resultados mostraram ser possível evitar fenómenos espúrios de dano intralaminar em ensaios de modo II. Todavia, em modo I, foi frequentemente possível medir apenas taxas críticas de libertação de energia,  $G_{Ic}$ , de iniciação. Por outro lado, verificou-se que à interface  $0/0$  corresponderam geralmente os menores valores de  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$ , e que a interface de delaminação afectou mais esta última. Finalmente, em modo misto I+II,  $G_c$  variou de forma aproximadamente linear com a fracção de modo II,  $G_{II}/G$ , embora se tenha constatado alguma ambiguidade na partição de modos em provetes carbono/epóxico.

**keywords**

Polymer-matrix composites, multidirectional laminates, delamination, strain energy release rates, stress intensity factors, fracture toughness, finite element analysis.

**abstract**

Polymer matrix composites are nowadays widely used in a vast range of applications, from consumer electronics to aircraft and aerospace industries. However, in spite of the enormous progress, the spreading of structural applications still faces obstacles associated to high material costs and complex mechanical behaviour. In fact, the present inability to master composite damage mechanics leaves an enormous potential for optimization of composite structures.

Delamination is considered one of the most dangerous damage modes of high performance laminated composites. Following numerous published studies, standards are currently available for the measurement of the delamination resistance of unidirectional laminates. However, the vast majority of structural applications involves multidirectional laminates and delaminations are seen to occur between differently oriented plies. The main objective of this work was therefore to characterise the delamination resistance of multidirectional laminates. The emphasis was on evaluating the effect of the orientation of delaminating plies on toughness.

In view of the practical importance of the loadings and materials, mode I “*double cantilever beam*” (DCB), mode II “*end-notched flexure*” (ENF) and mixed-mode I+II “*mixed mode bending*” (MMB) tests were performed on glass/epoxy and carbon/epoxy laminates. Selected specimens had delaminations in  $0/\theta$  and  $\theta-\theta$  type interfaces,  $\theta$  varying between 0 and 90 degrees. The experimental component was supported by extensive three-dimensional finite element modelling.

The results showed it was possible to avoid spurious intraply damage phenomena in mode II tests. However, it was frequently only possible to measure mode I critical strain energy release rates,  $G_{Ic}$ , for initiation. On the other hand, it was seen that the  $0/0$  interface had the lowest  $G_{Ic}$  and  $G_{IIc}$  values. Moreover, the latter was more sensitive to the delamination interface. Finally, under mixed-mode I+II,  $G_c$  varied quasi linearly with the mode II ratio,  $G_{II}/G_I$ , although there was some mode partitioning ambiguity in carbon/epoxy specimens.

# ÍNDICE

## Resumo

<b>1. Revisão do estado da arte</b>	<b>1</b>
1.1. A delaminação em materiais compósitos	1
1.2. Modo I	9
1.2.1. Laminados Unidireccionais	9
1.2.2. Laminados Multidireccionais	15
1.3. Modo II	22
1.3.1. Laminados Unidireccionais	23
1.3.2. Laminados Multidireccionais	27
1.4. Modo misto I/II	29
1.4.1. Laminados Unidireccionais	29
1.4.2. Laminados Multidireccionais	45
1.5. Modo III	46
1.6. Conclusão	52
<b>2. Análise e selecção das amostras</b>	<b>53</b>
2.1. Materiais e sequências de empilhamento	53
2.2. Análise dos provetes DCB	55
2.3. Análise dos provetes ENF	64
2.4. Análise dos provetes MMB	74
<b>3. Procedimentos experimentais</b>	<b>89</b>
3.1. Preparação dos provetes	89
3.2. Ensaaios	92
3.3. Tratamento de dados	97

<b>4. Resultados experimentais</b>	<b>99</b>
4.1. Ensaio DCB	99
4.1.1. Provetes vidro/epóxico	99
4.1.2. Provetes carbono/epóxico	115
4.2. Ensaio ENF	129
4.2.1. Provetes vidro/epóxico	129
4.2.2. Provetes carbono/epóxico	138
<b>4.3. Ensaio MMB</b>	<b>148</b>
4.3.1. Provetes vidro/epóxico	148
4.3.2. Provetes carbono/epóxico	158
<b>5. As tenacidades e o efeito da interface</b>	<b>165</b>
5.1. Cálculo dos factores de intensidade de tensão	167
5.2. Modelos de estado plano de deformação generalizado	169
5.3. Resultados experimentais	181
<b>6. Conclusões</b>	<b>187</b>
<b>A. Flexibilidade dos dispositivos de ensaio</b>	<b>191</b>
<b>B. Análise das curvas carga-deslocamento</b>	<b>195</b>
<b>Referências</b>	<b>217</b>

# CAPÍTULO 1

## REVISÃO DO ESTADO DA ARTE

### 1.1. A DELAMINAGEM EM MATERIAIS COMPÓSITOS

Os compósitos de matriz polimérica são actualmente utilizados num vasto conjunto de sectores de actividade, que vão desde a electrónica de grande consumo até às indústrias aeronáutica e espacial. As excelentes propriedades mecânicas e o baixo peso específico estão na base do volume crescente de aplicações estruturais. Um marco importante na utilização em larga escala de materiais compósitos é o AIRBUS A380, que será o maior avião comercial do mundo. De facto, pela primeira vez num avião desta classe, a clássica fuselagem de liga de Al é substituída por um compósito de camadas de liga de Al e de vidro/epóxico (Airbus). De salientar também que a concorrente Boeing prevê a utilização de uma fuselagem carbono/epóxico para o futuro Boeing 787, que se pretende que venha a ser um paradigma de economia de combustível.

Apesar dos progressos conseguidos, subsistem obstáculos importantes à generalização das aplicações estruturais de compósitos, não só ao nível dos elevados custos dos materiais, mas também decorrentes da complexidade do comportamento mecânico. Na realidade, não há actualmente um conhecimento suficientemente profundo dos mecanismos de dano e de ruína. Naturalmente, isto conduz geralmente ao uso de coeficientes de segurança elevados quando são propostas soluções em compósitos: os valores podem ser de 4 a 6 para cargas estáticas e superiores a 10 para cargas dinâmicas. O sobredimensionamento resultante conduz a estruturas não optimizadas na relação

resistência/peso, reduzindo a atracção pelas soluções compósitas (Baley e outros, 2004). Por conseguinte, continua a haver grande interesse no estudo dos mecanismos de rotura de compósitos.

Actualmente, a grande maioria dos compósitos tem reforço planar, isto é, as fibras distribuem-se em planos perpendiculares à espessura da peça. O reforço pode estar sob a forma de fibras unidireccionais (figura 1.1-1) ou de tecidos bidireccionais (figura 1.1-2), que possuem feixes de fibras em direcções perpendiculares. No primeiro caso, a rigidez e resistência na direcção das fibras, geralmente designada por “longitudinal” (eixo 1 na figura 1.1-1), são particularmente elevadas. Todavia, nas direcções perpendiculares (eixos 2 e 3 da figura 1.1-1), a eficácia do reforço é reduzida e as propriedades são fortemente condicionadas pela matriz.

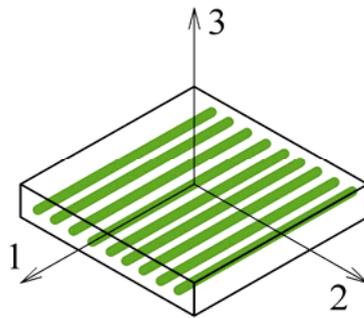


Figura 1.1-1: Representação esquemática de uma camada unidireccional.

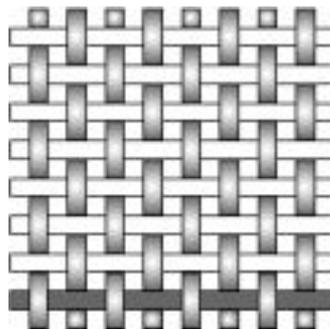


Figura 1.1-2: Representação esquemática de um tecido bidireccional.

Esta debilidade pode ser compensada no plano 12 através da utilização de laminados multidireccionais, dotados de camadas com diferentes orientações (Chou, 1993; Daniel e Ishai, 1994; Ashbee, 1993; Reddy e Miravete, 1995). Contudo, as propriedades permanecem relativamente fracas na direcção da espessura. Além disso, o desencontro de

propriedades elásticas entre camadas potencia o aparecimento de tensões interlaminares elevadas. Estas tensões podem provocar a rotura da ligação entre camadas, fenómeno vulgarmente conhecido por delaminação, sobretudo em zonas próximas de descontinuidades como bordos, furos, ligações coladas, etc. O impacto transversal de objectos é outra situação susceptível de conduzir à formação de delaminagens (figura 1.1-3) (Abrate, 1991).

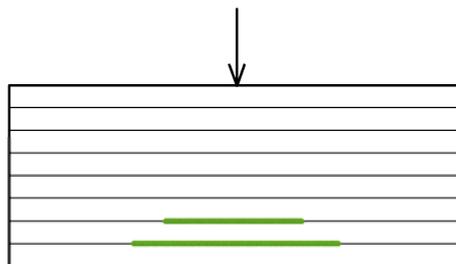


Figura. 1.1-3: Representação esquemática da geração de delaminação por impacto transversal.

Não sendo geralmente detectável a olho nu, a presença de delaminagens pode comprometer seriamente o desempenho estrutural, sobretudo perante solicitações de flexão e de compressão. De facto, as delaminagens dividem localmente o laminado em vários sublaminados de rigidez à flexão muito inferior à do laminado original (figura 1.1-4), o que pode provocar encurvadura a cargas menores do que as previstas. (Kim e Sham, 2000; Kessler e Bledzki, 2000; Sjögren e Berglund, 2000).

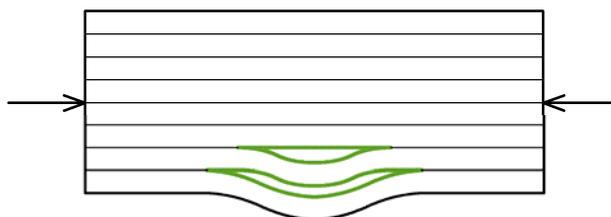


Figura. 1.1-4: Representação esquemática da encurvadura localizada promovida por delaminagens.

Dada a relevância deste problema, têm sido desenvolvidos esforços consideráveis no sentido de:

- aumentar a “resistência à delaminação”, isto é, diminuir a probabilidade de formação e propagação de delaminagens;
- caracterizar a resistência à delaminação através de procedimentos normalizados.

A diminuição da sensibilidade à fractura interlaminar pode ser conseguida otimizando a sequência de empilhamento de modo a minimizar as tensões interlaminares (O'Brien e outros, 1985). Contudo, o maior potencial de melhoria da resistência à delaminação reside nas características dos constituintes. Por exemplo, têm-se obtido progressos assinaláveis na tenacidade dos compósitos mediante (Sela e Ishai, 1989; Kim e outros, 1992 e 1993; Kim e Mai, 1998):

- Melhoria da tenacidade das matrizes termoendurecíveis. As formulações base das resinas epóxicas têm geralmente boas propriedades mecânicas a temperaturas e humidades elevadas, mas são frágeis (Morgan e Pruneda, 1985). Porém, a adição de borracha líquida ou de um polímero termoplástico à resina conduz a melhorias significativas da tenacidade. Após cura, a resina modificada é composta por partículas de borracha ou de termoplástico finamente dispersas (0,1 a 5  $\mu\text{m}$ ) que lhe estão quimicamente ligadas (Chan e outros, 1984; Gilwee e Nir, 1983). O ganho de tenacidade da resina é naturalmente função do teor e do tamanho das partículas (Johnson e Mangalgi, 1985; Griffin, 1983; Evans e Masters, 1985). No entanto, o aumento relativo da resistência à fractura no compósito não é tão grande; por exemplo, um ganho de tenacidade de 25 vezes na resina pode resultar apenas num aumento de tenacidade de 2 a 8 vezes no compósito (Evans e Masters, 1985; Hunston, 1985; Bascom e outros, 1980; Johnston, 1984; Yan e outros, 2002). Tal deve-se aos constrangimentos que a presença de fibras rígidas provoca nas deformações plásticas na vizinhança das fendas (Bascom e outros, 1980; Johnston, 1984; Yan e outros, 2002). Além disso, o comportamento da resina a temperaturas e humidades elevadas é penalizado;
- Recurso crescente a matrizes termoplásticas. Quando comparadas com as resinas epóxicas tradicionais, as matrizes termoplásticas proporcionam um aumento de uma ordem de grandeza na resistência à fractura interlaminar do compósito. Todavia, exigem processos de fabrico substancialmente mais complexos (Prel e outros, 1987; Gillespie e outros, 1987). Os termoplásticos mais correntes são pouco utilizados em estruturas de grande responsabilidade devido à sua baixa estabilidade térmica, problemas de impregnação e adesão às fibras, bem como por terem baixa resistência química a solventes e ácidos. Actualmente, a matriz termoplástica mais utilizada em aplicações

estruturais é o PoliÉterÉterCetona, conhecido por PEEK. O processamento envolve inicialmente a aplicação de altas pressões e temperaturas (10 bar a 400 °C) para garantir a impregnação, seguido de um arrefecimento rápido para produzir um termoplástico semi-cristalino (Sela e Ishai, 1989). Existe um interesse crescente nas matrizes termoplásticas, face às possibilidades de reciclagem que os polímeros termoendurecíveis não possuem;

- Utilização de sistemas intercalados (*interleaved*). O conceito de compósito intercalado foi introduzido pela *American Cyanamid* e consiste simplesmente em inserir camadas de resina de elevada tenacidade entre as camadas de pré-impregnado. Para obter benefícios no comportamento ao impacto e na compressão após impacto, a espessura da camada intercalada deve ser muito pequena (da ordem dos 10 µm) (Kishi e outros, 2004; Xuefeng e outros, 2002). A maior limitação deste método é o aumento de peso, devido à baixa resistência e rigidez das camadas de resina (Sela e Ishai, 1989);
- Aumento selectivo de tenacidade. Há certas zonas de maior risco de delaminação, como os bordos, furos e outras descontinuidades. A utilização local de camadas de reforço que permitam maiores deformações retarda a iniciação e propagação de delaminagens (Sela e Ishai, 1989). A grande vantagem deste processo reside no facto da estrutura ser reforçada só nas zonas críticas, sem afectar o conjunto ao nível de resistência, flexibilidade e volume geral de fibras no compósito (Sohn e Hu, 1994);
- Emprego de reforços tridimensionais. A resistência à delaminação pode ser grandemente melhorada com a colocação de fibras na direcção da espessura. Existem actualmente vários tipos de reforços tridimensionais, tais como os “*knitted fabrics*” e os “*braids*” (Crothers e outros, 1996). Todavia, as exigências de impregnabilidade limitam o teor de fibra no plano e portanto também a rigidez e a resistência (Mouritz e outros, 1997). A resistência à fractura interlaminar também é melhorada significativamente se o laminado for cosido com alguns pontos de costura ao longo da espessura (*stitching*). Por exemplo, Jain e Mai (1997) e Dransfield e outros (1998) verificaram em laminados unidireccionais de fibras de carbono reforçados por pontos melhorias das taxas críticas de libertação de energia  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  da ordem das 15 e 4 vezes, respectivamente. Um processo alternativo ao *stitching* é o *z-pinning* (Freitas e outros, 1994; Yan e outros, 2004; Greenhalgh e Hiley, 2003), que consiste em introduzir pinos de fibras ou metálicos, de diâmetro da ordem dos 0,5mm, na direcção da espessura do laminado.

Partridge e Cartié (2005) obtiveram para laminados reforçados com *z-pinning* valores de  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  de iniciação semelhantes aos dos laminados unidireccionais (UD). Porém, os valores máximos de  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  de propagação foram, respectivamente, 25 e 7 vezes superiores aos dos UD não reforçados. A grande vantagem do “*stitching*” e do “*z-pinning*” é a sua facilidade de implementação em materiais e processos tradicionais (Tsai e Chen, 2005; Mouritz e outros, 1997; Greenhalgh e Hiley, 2003).

Apesar dos progressos na melhoria da tenacidade acima referidos, continua a ser fundamental caracterizar a resistência à delaminação de modo a prever os estados limite, com base nos quais se efectua o projecto de estruturas. Na realidade, os ensaios de compressão após impacto são muito usados para caracterizar a tolerância ao dano de materiais compósitos (NASA, 1983; Shi e outros, 1991; Callus, 1997; Habib, 2000 e 2001; Airbus AITM 1.0010, 1994; Boing BSS 7260, 1986). Nestes ensaios, utiliza-se uma placa quase-isotrópica previamente submetida a impacto de baixa velocidade. De facto, as sequências de empilhamento ditas quase-isotrópicas envolvendo camadas a  $0^\circ$ ,  $\pm 45^\circ$  e  $90^\circ$  são muito utilizadas em aplicações estruturais. Porém, o dano gerado por impacto consiste geralmente numa distribuição complexa de fendas intralaminares e de delaminações múltiplas, que depende da energia de impacto, dos materiais, da sequência de empilhamento exacta e da geometria do provete. Trata-se portanto de um ensaio com valor comparativo, do qual não resulta nenhuma propriedade que possa ser usada no cálculo estrutural.

Por conseguinte, a caracterização da resistência à delaminação tem actualmente como objectivo tratar duas situações distintas:

- formação de delaminações;
- propagação de delaminações preexistentes.

A primeira situação é quase sempre tratada no âmbito da mecânica dos meios contínuos, sendo o objectivo a medição das tensões interlaminares de rotura. Para isso foram propostos e normalizados alguns ensaios, nomeadamente:

- Ensaio de corte interlaminar de vigas curtas (Sideridis e Papadopoulos, 2004; Hodgkinson, 2000; Ashbee, 1993), “*short beam shear*” (SBS), objecto das normas ASTM D2344-84 (1995) ou BS EN ISO 14130 (1998). Trata-se de um ensaio de flexão em 3 pontos (figura 1.1-5) no qual a distância entre apoios é deliberadamente reduzida de modo a promover uma rotura ao corte interlaminar em detrimento da rotura à flexão. Na realidade, este ensaio não permite obter uma verdadeira resistência ao corte interlaminar, dada a forte presença dos efeitos de transmissão de carga junto aos roletes. Daí que as resistências se designem por “aparentes”, sendo uma medida da resistência ao corte interlaminar se for esse o modo de rotura verificado. De facto, em certos casos pode dar-se rotura à compressão ou mesmo encurvadura. Apesar destas limitações, é um ensaio muito usado para controlo de qualidade devido ao baixo custo e à facilidade de execução (Berg e outros, 1972; Whitney e Browning, 1985);

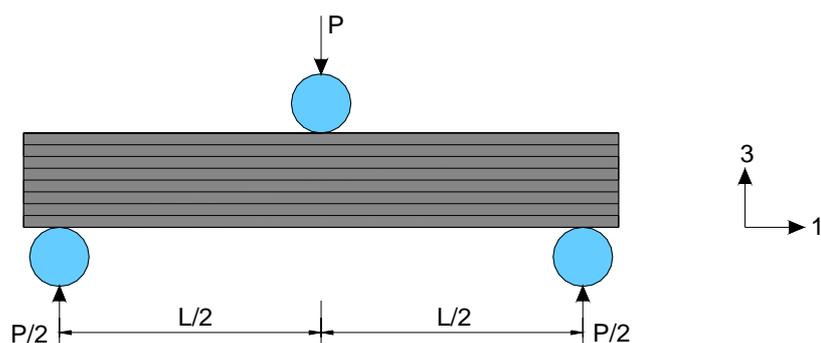


Figura. 1.1-5: Ensaio “*short beam shear*”.

- Ensaio de compressão de provetes duplamente entalhados (figura 1.1-6) (Shokrieh e Lessard, 1998; ASTM D 3846, 1998; BS 4994, 1987; BS 6464, 1984), em que a rotura ocorre no plano médio, na zona compreendida entre os dois entalhes. Na realidade, à semelhança do que sucede numa junta colada de sobreposição, a tensão de corte não é uniforme, diminuindo de valor a partir dos entalhes para a zona central. Além disso, há tensões normais de compressão junto aos entalhes;

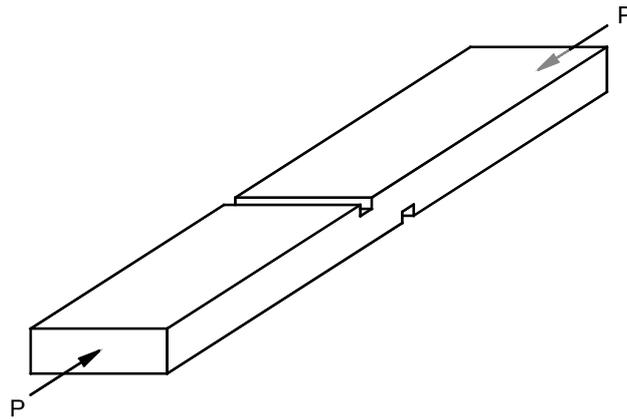


Figura. 1.1-6: Ensaio de compressão de provetes duplamente entalhados.

- Ensaio de tracção e de compressão de provetes espessos (figura 1.1-7) (Hodgkinson, 2000). Para além de muito dispendioso, o fabrico de provetes espessos é problemático, devido a gradientes térmicos elevados, cura não uniforme, tensões residuais, etc., o que torna questionável a sua representatividade. Por outro lado, os modos de rotura nem sempre são os desejados.

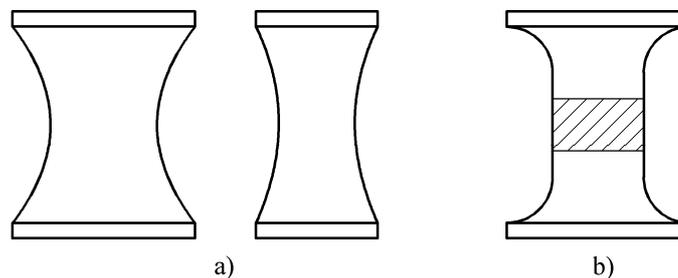


Figura 1.1-7: Exemplos de provetes usados em ensaios de tracção e de compressão na direcção da espessura:  
a) dupla curvatura elíptica b) secção central rectangular.

Por conseguinte, há ainda progressos consideráveis a fazer na medição das resistências interlaminares. Porém, é evidente que, sendo a zona interlaminar constituída por uma fina camada de resina, as suas resistências ao corte e à tracção/compressão serão da ordem de grandeza das da resina.

A segunda componente da resistência à delaminação acima definida tem sido tratada no âmbito da Mecânica da Fractura. A presença de delaminações numa dada peça compósita pode ter origem no processo de fabrico ou em serviço, por exemplo, devido ao impacto transversal a baixa velocidade de objectos, como foi anteriormente referido, ou a solicitações de fadiga. Obviamente, o conhecimento das condições em que essas

delaminagens se propagam é de grande interesse para os projectistas, dada a necessidade de evitar ruínas catastróficas sem contudo cair em soluções construtivas excessivamente conservadoras. Como é evidente, a aplicação da Mecânica da Fractura à delaminação em materiais compósitos comporta uma série de especificidades relativamente aos materiais tradicionais. Uma diferença básica é, desde logo, a utilização de taxas críticas de libertação de energia  $G_c$ , em vez das tenacidades  $K_c$  (Tsai e Chen, 2005). Na realidade, a descrição dos campos de tensões na vizinhança das delaminagens é muito mais complicada do que nos materiais isotrópicos. Nos próximos parágrafos são revistas as metodologias empregues para caracterizar a fractura segundo os vários modos de solitação das fendas (figura 1.1-8).

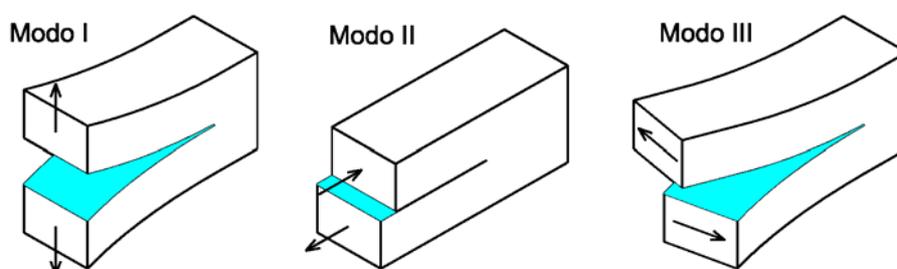


Figura 1.1-8: Modos de solitação das fendas.

## 1.2. MODO I

### 1.2.1. LAMINADOS UNIDIRECCIONAIS

O ensaio “*double cantilever beam*” (DCB) é, hoje em dia, universalmente aceite para a caracterização da fractura em modo I (figura 1.2-1), sendo objecto das normas ISO 15024 (2001), ASTM D5528-94a (1994) e JIS K 7086 (1993), cujo âmbito é a medição de  $G_{Ic}$  de provetes unidireccionais (UD)  $[0]_n$ . De facto, estes provetes são os mais convenientes para os ensaios DCB, devido à elevada rigidez à flexão e à propagação verdadeiramente interlaminar da fenda no plano médio. Os provetes são cortados de placas UD nas quais se inseriu, aquando da moldação, um filme desmoldante muito fino a meia-espessura do provete. As dimensões típicas são 20 mm de largura, 3 a 5 mm de espessura, comprimento de fenda de 55 mm e comprimento total superior a 125 mm (ISO 15024, 2001).

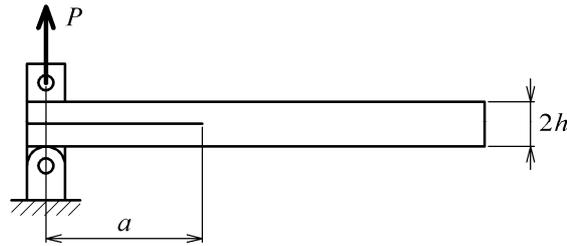


Figura 1.2-1: Ensaio DCB

O ensaio exige o acompanhamento da posição da fenda ao longo do carregamento, geralmente mediante lupa ou microscópio de baixa ampliação aplicado num bordo. Para facilitar a visualização, o bordo é previamente revestido com fluído corrector (ISO 15024, 2001). A carga  $P$  e o deslocamento  $\delta$  associados a um certo comprimento fenda  $a$  são geralmente tratados com a teoria das vigas corrigida (TVC), segundo a qual (ISO 15024, 2001)

$$G_{Ic} = \frac{3P\delta}{2b(a + |\Delta|)} \frac{F}{N} \quad (1.2-1)$$

onde  $b$  é a largura do provete,  $\Delta$  é uma correcção para a rotação e o deslocamento da frente da fenda, determinada a partir de uma regressão linear de  $(C/N)^{1/3}$  versus  $a$  (figura 1.2-2),  $F$  é um factor de correcção para grandes deslocamentos e  $N$  é outro factor de correcção relativo ao aumento de rigidez provocado pelos blocos metálicos colados ao provete para aplicação da carga. A flexibilidade  $C = \delta/P$  é determinada a partir da zona recta da curva de carga  $P$ - $\delta$ . A consistência dos resultados pode ser avaliada pelo valor de correlação  $r^2$  da regressão anterior, bem como pela estimativa do módulo à flexão

$$E_f = \frac{8P(a + |\Delta|)^3}{\delta b h^3} N \quad (1.2-2)$$

cujo valor se deve manter aproximadamente constante.

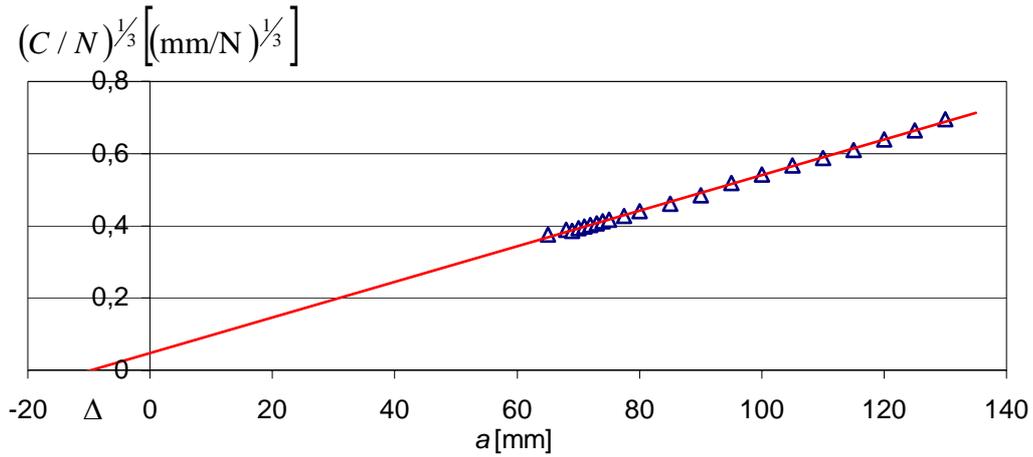


Figura 1.2-2: Exemplo do cálculo de  $\Delta$ . Neste caso, a intersecção da recta de regressão linear com o eixo  $a$  conduz a  $\Delta = -10$  mm.

Na realidade, distinguem-se os valores de  $G_{Ic}$  de “iniciação”, relativos à propagação da fenda a partir do defeito inicial, e de “propagação” propriamente ditos, correspondentes ao atingir de determinado comprimento de fenda. Muitos compósitos apresentam um efeito de curva  $R$  (figura 1.2-3), geralmente associado ao fenómeno de ponte de fibras (*fibre bridging*) (figura 1.2-4) (Friedrich e outros, 1991; Hashemi e outros, 1990a; Davies e outros, 1992). Na base da ponte de fibras está a migração de fibras entre camadas acima e abaixo do plano médio durante o fabrico.

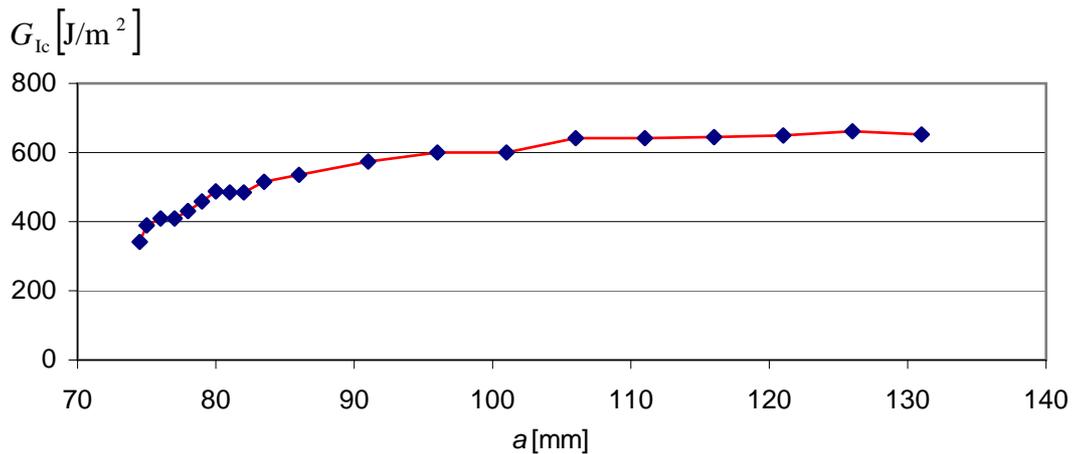


Figura 1.2-3: Curva  $R$  de um laminado carbono/epóxico UD.

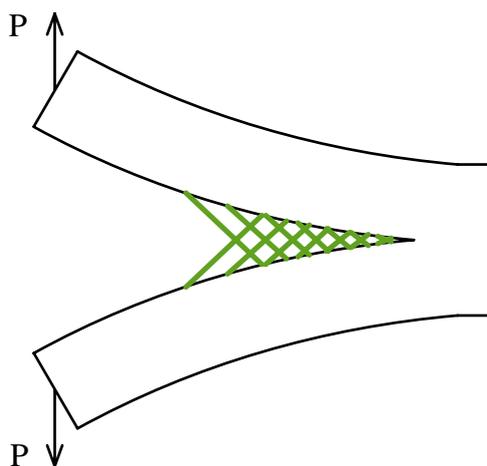


Figura 1.2-4: “Fibre bridging” num laminado carbono/epóxico UD.

A ponte de fibras é considerada um fenómeno específico do provete DCB UD, que alguns autores tentaram evitar usando provetes com as camadas inclinadas de um pequeno ângulo. Por exemplo, Johnson e Mangalgiri (1987) fizeram ensaios DCB em provetes com camadas a  $\pm 1,5^\circ$  e  $\pm 3^\circ$ , tendo conseguido eliminar a ponte de fibras. Todavia, este procedimento implica cuidados adicionais ao nível do fabrico. Por conseguinte, a prioridade vai para a medição dos  $G_{Ic}$  de iniciação de provetes UD. No entanto, subsistem algumas questões por resolver relativamente à iniciação. A primeira questão tem a ver com a natureza da delaminação inicial, isto é, se  $G_{Ic}$  de iniciação deve ser medido a partir do filme desmoldante ou de uma pré-fenda de 3 a 5 mm gerada previamente num ciclo carga-descarga (Morais e outros, 2004). A norma JIS K 7086 (1993) requer geralmente medições a partir de uma pré-fenda, alegando que, durante o fabrico do laminado, o filme pode ficar ondulado e assim conduzir à formação de bolsas de resina junto à extremidade do filme. Todavia, foi já demonstrado que, se a espessura do filme for inferior a 15  $\mu\text{m}$  não influencia  $G_{Ic}$  (Davies e outros, 1998). Não obstante, as normas ASTM D5528 e ISO 15024 recomendam espessuras do filme iniciador da delaminação inferiores a 13  $\mu\text{m}$ . Nestas circunstâncias, os valores de  $G_{Ic}$  obtidos a partir do filme são geralmente inferiores aos medidos a partir da pré-fenda. Por outro lado, pode-se argumentar que a iniciação a partir do filme não ocorre sob condições verdadeiramente auto-semelhantes. De facto, a distribuição de  $G_I$  ao longo da fenda inicial não é uniforme, devido à curvatura anticlástica dos braços do provete (Morais e outros, 2002b; Davidson, 1990). A figura 1.2-5 mostra

uma distribuição de  $G_I$  para provetes carbono/epóxico obtida através de uma simulação de elementos finitos tridimensionais, (Morais e outros, 2002b).

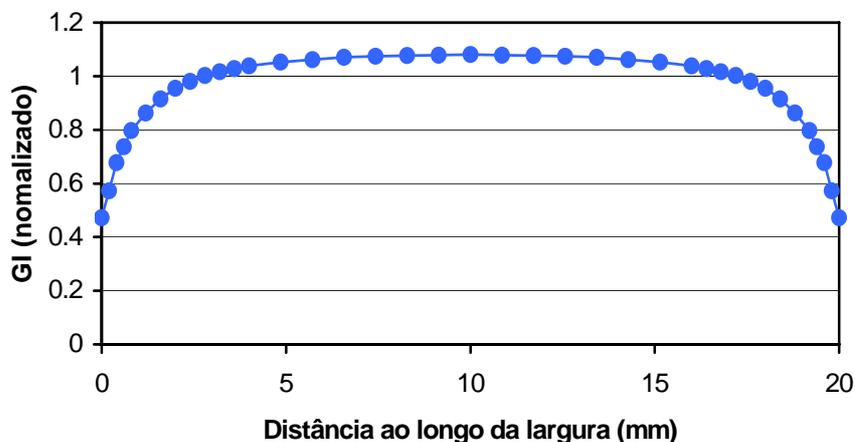


Figura 1.2-5: Distribuição de  $G_I$  ao longo da largura de um provete carbono/epóxico UD. Os valores de  $G_I$  foram normalizados em relação a  $G_I$  médio (Morais e outros, 2002b).

Naturalmente, a propagação implica a formação de uma frente de delaminação curva ao longo da qual  $G_I = G_{Ic}$ , facto que abona a favor do uso das pré-fendas para obter  $G_{Ic}$  de iniciação. No entanto, as normas recomendam que os valores de  $G_{Ic}$  sejam medidos a partir do filme e da pré-fenda (ISO 15024, 2001), uma vez que, como já foi referido, os primeiros tendem a ser mais conservadores. De facto, em compósitos com curvas  $R$  pronunciadas há diferenças significativas entre os  $G_{Ic}$  obtidos a partir do filme e da pré-fenda (Brunner e outros, 1996; Williams e outros, 1995; Moraes e outros, 2002b).

Outra questão relativa à iniciação é a definição do instante exacto em que ocorre. A norma ISO 15024 (2001) propõe três critérios (figura 1.2-6):

- Não linearidade (NL), que define a iniciação no ponto a partir do qual a curva carga ( $P$ ) – deslocamento ( $\delta$ ) se desvia da linearidade. Este critério é o mais conservador e parece estar em boa concordância com a detecção por emissão acústica (Davies e outros, 1998). Todavia, trata-se de um critério algo subjectivo, dado que a percepção do desvio de linearidade depende da escala do gráfico  $P$ - $\delta$ . Além disso, com base em simulações numéricas da propagação de delaminagens em ensaios de modo I e modo II, Moraes e Moura (2005a) mostraram que o desvio da linearidade pode estar associado à formação

da zona de processo, onde ocorrem microfissuras e plastificação, e por isso conduzir a sub estimativas consideráveis das tenacidades;

- 5% de desvio ou carga máxima (5/M). O ponto de 5% de desvio é a intersecção de uma recta de flexibilidade  $C = \delta/P$  5% maior do que a inicial com a curva  $P-\delta$ . A iniciação será nesse ponto, a menos que este ultrapasse o de carga máxima. Neste último caso, a iniciação será precisamente no ponto de carga máxima. O critério 5/M é menos ambíguo do que o NL mas dá sempre valores mais elevados (figura 1.2-7), que dificilmente corresponderão à verdadeira iniciação (Davies, 1998). Não obstante, Morais e Moura (2005a, 2005b) mostraram que permite geralmente obter valores rigorosos de  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$ ;
- Detecção visual (VIS) por observação num dos bordos, cujos resultados dependem obviamente do operador. Apesar do emprego de meios sofisticados, como a gravação vídeo, poder reduzir a margem de subjectividade, sabe-se que a fenda tende a iniciar a propagação no centro do provete, portanto fora do alcance da observação.

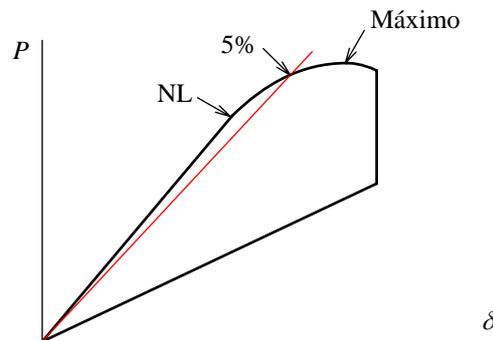


Figura 1.2-6: Critérios de iniciação da fenda.

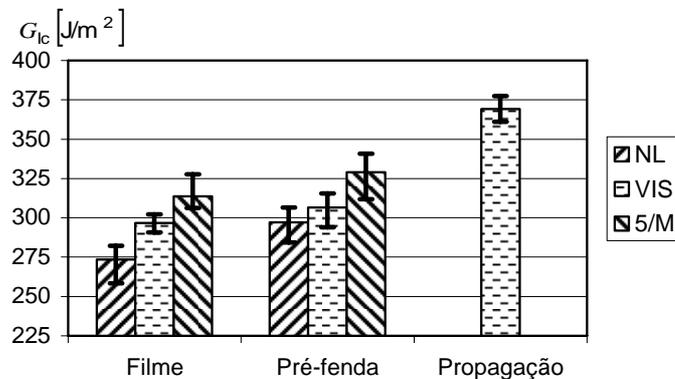


Figura 1.2-7: Resultados de ensaios DCB em provetes carbono/epóxico UD com os vários critérios de iniciação (Morais e outros, 2002b).

Foram já objecto de investigação os efeitos em  $G_{Ic}$  de diversas variáveis, tais como a espessura do provete, a velocidade de carregamento, a temperatura e humidade a que se realiza o ensaio. As conclusões principais relativas a estes factores são as seguintes:

- A espessura do provete geralmente não afecta o valor de  $G_{Ic}$  (Prel e outros, 1987; Davies e outros, 1990), excepto quando há “*fibre bridging*”. Neste caso,  $G_{Ic}$  de propagação aumenta com espessura (Hashemi e outros, 1990c);
- A velocidade de ensaio não influencia significativamente  $G_{Ic}$  no domínio de velocidades vulgarmente usado para caracterização (Gillespie e outros, 1987; Hashemi e outros, 1990c);
- A temperatura afecta as tenacidades medidas, mas a variação parece depender do material. Kim e outros (2004) realizaram um trabalho experimental em compósitos carbono/PEI (Poliéterimida) e vidro/PEI em que concluíram que  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  de iniciação diminuíam com o aumento da temperatura numa gama de 25 a 130°C, enquanto que  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  de propagação tiveram o comportamento oposto. Já anteriormente, Hashemi e outros (1990c) e Hine e outros (1991) tinham verificado que os valores de  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  de propagação de compósitos carbono/PEEK e carbono/PES (Poliétersulfona) aumentavam com a temperatura, tendo esse facto sido atribuído à elevada tenacidade e ductilidade das matrizes termoplásticas a temperaturas elevadas. Por outro lado, outros autores concluíram que se passava exactamente o contrário com os valores de  $G_{Ic}$  de compósitos carbono/PEI (Frassine e Pavan, 1995) e  $G_{IIc}$  de vidro/PES (Cowley e Beaumont, 1997).

### 1.2.2. LAMINADOS MULTIDIRECCIONAIS

Na maior parte das aplicações estruturais utilizam-se compósitos multidireccionais e verifica-se que as delaminagens ocorrem quase sempre nas interfaces entre camadas de orientações diferentes (O’Brien, 1998; Sun e Zheng, 1996; Hodgkinson, 2000). Por conseguinte, é manifesto o interesse em caracterizar a fractura interlaminar de laminados

multidireccionais. Todavia, surgem várias dificuldades nos ensaios de provetes multidireccionais, que se podem enquadrar em dois tipos:

- problemas resultantes dos acoplamentos elásticos inerentes ao comportamento esforços-deformações, que é complexo;
- forte propensão a dano intralaminar nas camadas entre as quais se gerou a delaminação inicial.

A escolha apropriada da sequência de empilhamento é fundamental para evitar os problemas resultantes dos acoplamentos elásticos. Na verdade, estes podem estar na base de erros significativos na medição de  $G_{Ic}$  (Davidson, 1990; Davidson e outros, 1996a). Deve-se tomar cuidado especial com o acoplamento flexão-flexão, de modo que a curvatura anticlástica dos braços do provete não seja excessiva, resultando numa frente de delaminação muito curva (figura 1.2-8).

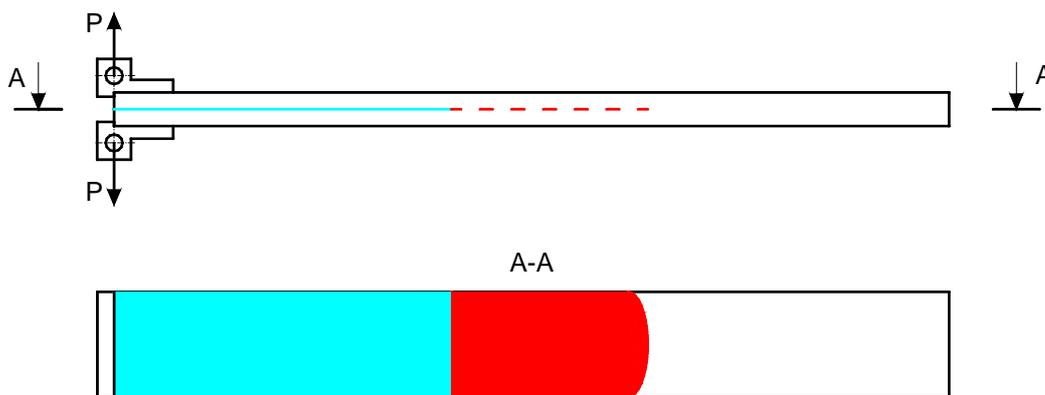


Figura 1.2-8: Curvatura da frente de delaminação. A fenda com uma frente inicialmente recta (azul) propagou-se com uma forma curva (vermelho).

A dimensão dos efeitos anticlásticos é proporcional ao parâmetro  $D_c = D_{12}^2 / (D_{11}D_{22})$ , onde  $D_{ij}$  representa os coeficientes de rigidez à flexão da Teoria Clássica dos Laminados de cada braço do provete (Davidson, 1990; Davidson e outros, 1996a). Os mesmos autores sugeriram que os provetes DCB tivessem  $D_c < 0,25$ . Os acoplamentos elásticos flexão-torção e flexão-membrana também devem ser minimizados. Os primeiros podem ser caracterizados pelo parâmetro  $B_t = |D_{16}/D_{11}|$  e provocam assimetria das frentes de delaminação (Sun e Zheng, 1996). Por seu turno, os acoplamentos flexão-membrana

podem fazer com que as tensões residuais tenham uma contribuição importante para o valor de  $G_{Ic}$  medido (Davidson e outros, 1996a; Nairn, 2000). Os acoplamentos flexão-membrana não existem quando ambas as partes do provete com fenda e sem fenda são simétricas em relação aos seus planos médios. Contudo, esta situação não é geralmente possível quando a delaminação inicial estiver entre interfaces de orientações diferentes, que é precisamente o caso de maior interesse prático (Morais e outros, 2004). Apesar da existência de acoplamentos ser geralmente inevitável, análises tridimensionais por elementos finitos combinadas com a técnica de fecho virtual da fenda (Morais, 2003) ou com modelos de dano progressivo (Morais e outros, 2004) demonstraram que é possível minimizar os seus efeitos nos ensaios DCB, garantindo medições rigorosas de  $G_{Ic}$ . Os laminados analisados por Morais (2003) e Morais e outros (2004) foram os seguintes:  $[(0/90)_6// (0/90)_6]$ ,  $[\pm 45/(0/90)_{2s}/\mp 45/(0/90)_{2s}/\pm 45]$ ,  $[(-45/0/45)_{2s} //(45/0/-45)_{2s}]$ ,  $[(0/90/\mp 45)_3 // (0/90/\mp 45)_3]$  e  $[(0/\mp 45)_4 // (0/\mp 45)_4]$ ; onde “//” designa a delaminação inicial.

Existe também um problema teórico inerente à propagação de uma delaminação entre camadas de orientações diferentes: o campo de tensões na vizinhança da delaminação é oscilatório (Raju e outros, 1988; Qian e Sun, 1997; Narayan e Beuth, 1998; Chow e Atluri, 1997). Consequentemente, apesar da taxa de libertação de energia total  $G$  estar bem definida, as suas componentes individuais  $G_I$ ,  $G_{II}$  e  $G_{III}$  não podem ser determinadas a partir da sua definição clássica, pois os integrais de extensão da fenda não tendem para um limite quando o incremento virtual da fenda  $\Delta a$  tende para 0 (Raju e outros, 1988; Qian e Sun, 1997; Narayan e Beuth, 1998; Chow e Atluri, 1997). Esta ambiguidade na partição dos modos pode ser resolvida considerando “taxas de libertação de energia de extensão finita”, isto é, calculadas para um determinado valor do incremento virtual da fenda  $\Delta a$ . Este pode ser visto como um comprimento característico da zona de processo,  $l_c$ , onde ocorrem a plastificação e a formação de microfendas (Narayan e Beuth, 1998; Chow e Atluri, 1997). Com base na análise do campo de tensões e nas propriedades de resistência interlaminar típicas, os referidos autores demonstraram que  $l_c$  é da ordem de grandeza da espessura da camada.

Do ponto de vista prático, o maior problema nos ensaios de provetes multidireccionais está claramente na grande tendência para ocorrer dano intralaminar numa (figura 1.2-9) ou nas duas camadas entre as quais foi criada a delaminação inicial. O dano

intralaminar provoca frequentemente uma trajectória sinuosa em que a fenda oscila entre interfaces de delaminação vizinhas (figura 1.2-10). Isto pode implicar a formação de numerosas pontes de fibras e a ocorrência de deformações plásticas significativas, que por vezes se manifestam sob a forma de deformações permanentes nos provetes. Estes mecanismos de dissipação de energia são responsáveis por curvas  $R$  bastante pronunciadas, em que os valores finais de  $G_{Ic}$  são muito superiores aos de provetes  $[0]_n$  (Nicholls e Gallagher, 1983; Choi e outros, 1999; Ozdil e Carlsson, 1999a; Benyahia e outros, 2000).

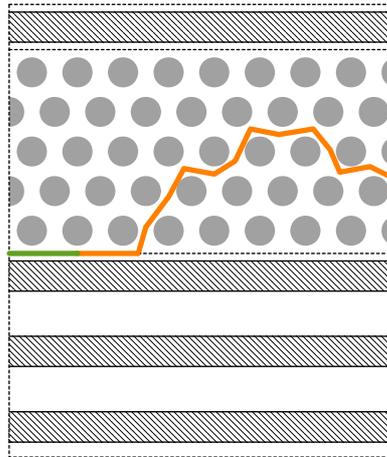


Figura 1.2-9: Representação esquemática da evolução de uma delaminação inicial numa interface 0/90 para uma fenda intralaminar na camada a 90°.

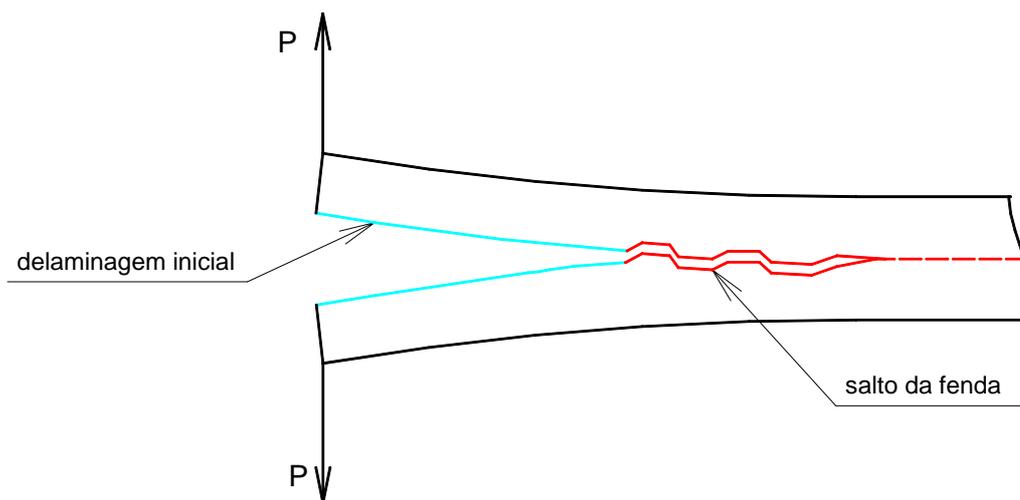


Figura 1.2-10: Fenda a saltar entre camadas.

De facto, a ocorrência de dano intralaminar e dos mecanismos de dissipação associados é relatada na grande maioria dos estudos efectuados:

- Wilkins e outros (1982) ensaiaram provetes carbono/epóxico com interfaces de delaminação 0/0 e 0/90, tendo constatado dano intralaminar nas camadas a 90° destes últimos, que apresentaram valores de  $G_{Ic}$  3 vezes superiores aos dos provetes 0/0;
- Hunston e Bascom (1983) analisaram várias sequências de empilhamento e verificaram que, se não existisse uma camada de fibras a 0° adjacente ao plano da delaminação inicial, esta teria tendência para saltar entre as duas camadas interfaciais (figura 1.2-10), invalidando os resultados do ensaio. Os referidos autores sugeriram que a colocação de uma ou mais camadas a 0° adjacentes ao plano de delaminação conduziria à propagação interlaminar pura. A alternativa seria introduzir entalhes laterais que guiarão a fenda;
- Apesar de ter registado a ocorrência de mudanças de plano de delaminação através de fendas transversais, Chai (1984) observou zonas significativas de propagação interlaminar pura em provetes multidireccionais carbono/epóxico com sequências de empilhamento  $[\pm 45/0_2/\pm 45/0_2/\pm 45/0/90]_{2s}$  e  $[\mp 45/90_2/\mp 45/90_2/\mp 45/90/0]_{2s}$ . Os  $G_{Ic}$  medidos foram praticamente idênticos para provetes com interfaces de delaminação 0/0, 45/-45, 0/45 e 0/90 criadas na proximidade do plano médio das sequências anteriores. É importante referir que o filme iniciador da delaminação não estava colocado a meia espessura do provete, situação que pode gerar modos espúrios. Todavia, foram efectuadas simulações numéricas (Morais e outros, 2003) que mostraram que se podem obter valores rigorosos de  $G_{Ic}$  com aqueles provetes;
- A fim de evitar o dano intralaminar, Robinson e Song (1992) propuseram uma versão alterada do provete DCB designada por “*edge pre-delaminated*” (EPD) conforme a figura 1.2-11. De facto, conseguiu-se evitar o salto da fenda, mas a observação da posição da fenda tornou-se difícil, devido ao contacto entre os bordos pré-delaminados (Robinson e outros, 1995). Por outro lado, análises numéricas efectuadas recentemente mostram que o provete EPD – DCB não se adequa à medição dos  $G_{Ic}$  de iniciação (Morais e outros, 2003). Outro pormenor importante é que esta solução nem sempre evita o dano intralaminar (Choi e outros, 1999);

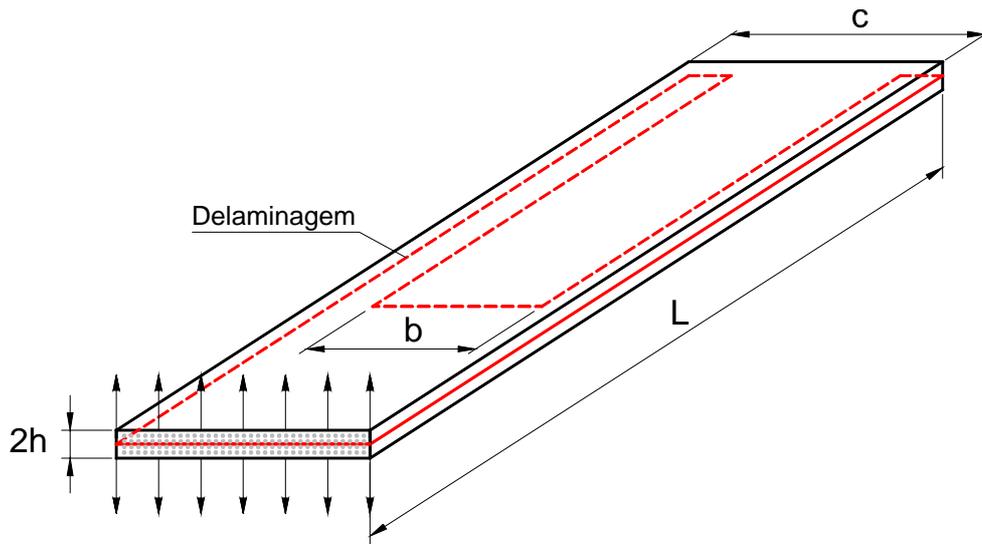


Figura 1.2-11: Provete *edge pre-delaminated* –DCB.

- Yong e outros (1997b) efectuaram ensaios de provetes  $[0_{10}/90/0_9]$  e  $[0_{10}/\theta/\theta/0_8]$  com  $\theta = 0^\circ, 30^\circ$  e  $60^\circ$ , produzidos a partir de dois tipos de pré-impregnados de fibras de carbono: um de matriz frágil (T300/4211) e outro de matriz tenaz (T300/3261). Os valores de  $G_{Ic}$  dos provetes com a interface 0/90 foram cerca do dobro dos obtidos para a 0/0. Os provetes com interfaces 0/30 e 0/60 apresentaram também  $G_{Ic}$  mais elevados do que os 0/0;
- Ozdil e Carlsson (1999a) ensaiaram provetes vidro/poliéster unidireccionais  $[0]_6$  e multidireccionais  $[\pm 30]_5$  e  $[\pm 45]_5$  com delaminagens no plano médio. Ao contrário dos restantes trabalhos,  $G_{Ic}$  de iniciação foi mais alto para os provetes unidireccionais e diminuiu com o aumento do ângulo das camadas dos laminados. Apesar de os autores não referirem a ocorrência de dano intralaminar, os provetes apresentaram curvas de descarga não-lineares e deformações permanentes muito significativas. Além disso, a curva  $R$  dos provetes unidireccionais nunca estabilizou, apresentando sempre valores crescentes. Por conseguinte, os resultados são de validade duvidosa;
- Choi e outros (1999) usaram provetes DCB carbono/epóxico  $[(-45/0/45)_{2s}/(45/0/-45)_{2s}]$  e  $[(45/-45)_6/(45/-45)_6]$ , incluindo alguns do tipo EPD. A presença das pré-delaminagens nestes provetes não pareceu influenciar  $G_{Ic}$  de iniciação, mas não evitou o dano intralaminar subsequente. A propagação da fenda deu-se quase sempre com bastante dano intralaminar e pontes de fibras, dando origem a curvas  $R$  muito pronunciadas. Os valores  $G_{Ic}$  de iniciação dos 3 tipos de provetes multidireccionais foram cerca de 50%

superiores aos obtidos por outros autores (Hashemi e outros, 1990b; Blackman e outros, 1996) em provetes unidireccionais  $[0/0]_{24}$ ;

- Schön e outros (2000) investigaram o comportamento de provetes DCB com interfaces de delaminação 0/0, 45/45 e 90/90 no plano médio. Os provetes foram produzidos a partir de pré-impregnados carbono/epóxico IM7/8552, HTA/6376 e T300/914 com sequências de empilhamento  $[0_{12}]_s$ ,  $[(90/0)_2/90/0_2/90/(0/90)_2]_s$  e  $[\pm 45/90/0/-45/45_2/-45/0/90/\mp 45]_s$ . Em todos os casos, a propagação da fenda foi intralaminar nos provetes com interfaces 45/45 e 90/90. As curvas  $R$  foram muito pronunciadas, com valores finais de  $G_{Ic}$  cerca de 4 vezes superiores aos de iniciação. Todavia, os valores de iniciação foram semelhantes aos dos provetes com interface 0/0;
- Hwang e outros (2001) efectuaram ensaios de provetes de largura variável WTDCB em provetes carbono/epóxico com sequências de empilhamento  $[0_{40}/0_{40}]$ ,  $[0_{40}/\gamma_4/0_8/-\gamma/0_{24}]$  para  $\gamma = -45^\circ, 45^\circ$  e  $90^\circ$ , e  $[0_{24}/\theta_4/0_8/-\theta_4/\alpha_4/0_8/\beta_4/0_{24}]$  para  $\theta = 15^\circ, 30^\circ$  e  $45^\circ$ ,  $\alpha = -45^\circ$  a  $75^\circ$  e  $\beta = -75^\circ$  a  $45^\circ$  com incrementos de  $15^\circ$  e não considerando o valor  $0^\circ$ . Trata-se de um provete em que o rácio comprimento de fenda ( $a$ )/largura ( $b$ ) é constante, de modo que  $G_I$  seja independente de  $a$ , não sendo por isso necessário seguir a posição da fenda. Observou-se dano intralaminar e pontes de fibras nos provetes multidireccionais, sendo  $G_{Ic}$  de propagação até 2,5 vezes superior ao  $G_{Ic}$  de iniciação. Os maiores valores de  $G_{Ic}$  foram obtidos para os provetes que tinham interfaces de delaminação a  $45^\circ$ ;
- Morais e outros (2002b) realizaram ensaios de provetes carbono/epóxico  $[0]_{24}$  e  $[(0/90)_6// (0/90)_6]$ . Nestes últimos, a fenda propagou-se saltando de forma periódica entre interfaces 0/90 vizinhas, graças à fissuração intralaminar da camada central a  $90^\circ$  (figura 1.2-12). Os valores de  $G_{Ic}$  de iniciação dos provetes com interface 0/90 foram cerca de 16 % superiores aos dos unidireccionais, mas os valores máximos de propagação foram aproximadamente 4 vezes superiores, em resultado de uma curva  $R$  acentuada (figura 1.2-13). Não tendo observado pontes de fibras significativas, os autores atribuíram os maiores  $G_{Ic}$  dos provetes 0/90 a deformações plásticas da camada interfacial a  $90^\circ$ . Estas manifestaram-se apenas sob a forma de pequenas deformações permanentes após o ensaio, devido à elevada rigidez das camadas a  $0^\circ$  do laminado.

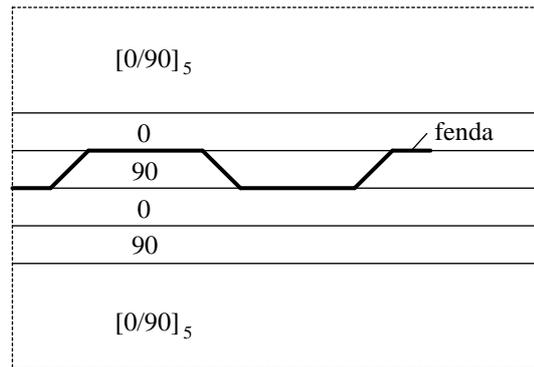


Figura 1.2-12: Representação esquemática da propagação da fenda em provetes  $[0/90]_{12}$ .

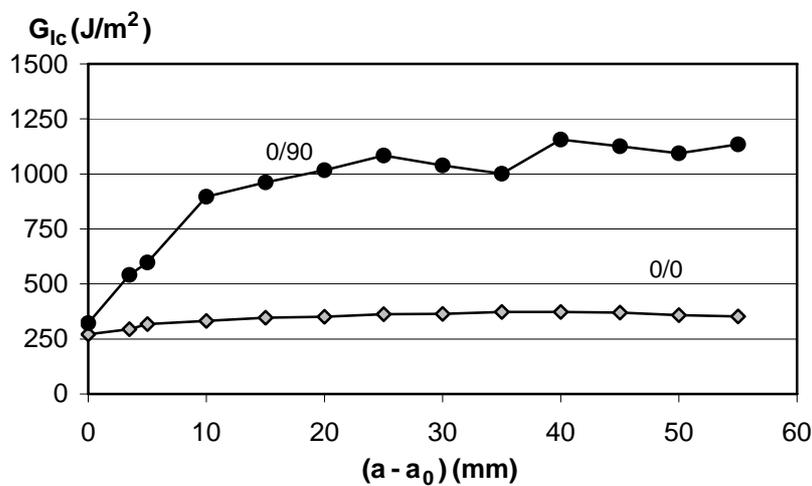


Figura 1.2-13: Curvas  $R$  de provetes com interfaces 0/0 e 0/90 (Morais e outros, 2002b).

### 1.3. MODO II

A relevância prática dos ensaios de modo II tem merecido alguma contestação, dado que estudos realizados por O'Brien (1997) mostraram que, a nível microscópico, a propagação de uma fenda em modo II se processa através da coalescência de várias microfendas orientadas a  $45^\circ$  em relação à fenda principal. Como esta direcção é perpendicular à da tensão principal máxima, a propagação local das microfendas dá-se em modo I. Todavia, o projecto com materiais compósitos exige uma abordagem macromecânica e as solicitações de flexão, habituais em estruturas, geram componentes significativas de modo II. Além disso, verificou-se existir uma relação clara entre a taxa crítica de libertação de energia  $G_{IIc}$  e a resistência à compressão após impacto (Masters, 1987).

### 1.3.1. LAMINADOS UNIDIRECCIONAIS

Não existe ainda um consenso internacional sobre qual é o melhor ensaio de modo II. O ensaio “*end-notched flexure*” (ENF), inicialmente desenvolvido para provetes de madeira (Barrett e Foshi, 1977), tem sido o mais utilizado. Trata-se basicamente de um ensaio de flexão em três pontos (figura 1.3-1), sendo portanto fácil de realizar e não exigindo dispositivos complicados. Tal contribuiu para a sua adoção pela “*Japanese Industrial Standards*” (Tanaka e outros, 1995; JIS K 7086, 1993) e pela “*European Association of Aerospace Industries*” (AECMA, 1995). As dimensões habitualmente empregues são  $a = 25$  mm,  $L = 50$  mm e espessuras de 3 mm e 5 mm para laminados unidireccionais de fibra de carbono e de fibra de vidro, respectivamente (Davidson e outros, 1995a). Nestas circunstâncias, a iniciação a partir do fenda inicial é geralmente instável, o que não permite medir valores de propagação (Davies e outros, 2001). A estabilização é possível através de um servo-controlo (*stabilised-end notched flexure* – SENF) que, porém, é difícil de implementar (JIS K 7086, 1993; Kageyama e outros, 1991; Davies e outros, 1999). Por outro lado, a adoção de uma configuração estável, com  $a/L > 0,7$ , implica uma aproximação inconveniente ao rolete de carregamento.

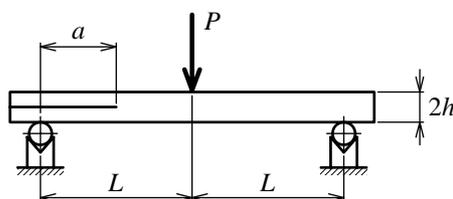


Figura: 1.3-1. Ensaio ENF.

Outro ensaio de modo II é o “*end-loaded split*” (ELS), desenvolvido na Texas A&M (Vanderkley, 1981). Relativamente ao ENF, o ensaio ELS tem a vantagem de promover uma propagação estável da fenda quando  $a/L > 0,55$ . Todavia, requer um dispositivo mais complexo (figura 1.3-2) e o encastramento nunca é perfeito. Além disso, é bastante maior a possibilidade de ocorrência de grandes deslocamentos, o que por vezes o torna inviável, sobretudo para provetes de fibra de vidro (Hashemi e outros, 1990b).

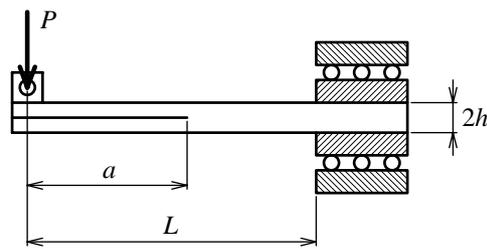


Figura 1.3-2: Ensaio ELS.

Mais recentemente, Martin e Davidson (1999) propuseram uma configuração alternativa para modo II designada por “*four-point end-notched flexure*” (4ENF) (figura 1.3-3), cujo objectivo é combinar a simplicidade do dispositivo de flexão do ENF com a propagação estável do ELS. Torna-se assim viável a calibração experimental da flexibilidade, que pode ser usada para um cálculo mais rigoroso de  $G_{IIc}$  e para obter uma curva  $R$  de modo II (Davies e outros, 2005). Todavia, um estudo de Kageyama e outros (1999) indicou efeitos significativos do atrito entre as faces da fenda. Por outro lado, segundo Martin e Davidson (1999), o efeito do atrito deve ser pouco significativo, pois a delaminação percorre uma zona de flexão pura, enquanto nos ensaios ENF e ELS existe também uma força de corte transversal. Posteriormente, Schuecker e Davidson (2000) efectuaram simulações numéricas do ensaio 4ENF e concluíram que o atrito provocaria um aumento de cerca 5% no  $G_{IIc}$  medido, devido às forças de compressão exercidas pelos roletes de carregamento e suporte.

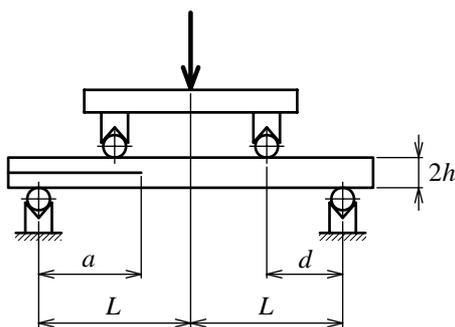


Figura 1.3-3: Ensaio 4ENF.

Por seu turno, as análises do ensaio ENF revelaram quase sempre efeitos desprezáveis do atrito (Russell e Street, 1985; Carlsson e outros, 1986b; Carlsson e Gillespie, 1989). Porém, com base num estudo experimental com provetes carbono/PEEK

de várias espessuras, Davies (1997) sugeriu que a influência do atrito poderia andar à volta de 20 %, em vez dos 3 % previstos numericamente.

No que diz respeito à iniciação, os problemas que se colocam são análogos aos dos ensaios de modo I. Todavia, ao contrário do que se verifica em modo I, os valores de iniciação medidos a partir de pré-fenda são frequentemente inferiores aos obtidos a partir do filme em todos os ensaios de modo II (Davies e outros, 1999). De referir que Shi e outros (1993) estudaram o efeito da espessura do filme no valor de  $G_{IIc}$  em provetes com interfaces de delaminação  $\theta/\theta$  e verificaram que, mesmo com filmes muito finos (5  $\mu\text{m}$ ) se obtinham  $G_{IIc}$  4,8 a 6,7% maiores do que com pré-fendas.

Por outro lado, há ainda poucos estudos acerca da existência de uma curva  $R$  em modo II. Russel e Street (1985) não encontraram curva  $R$  em compósitos carbono/epóxico, ao contrário de Sekine e Kamiya (1990) em laminados vidro/epóxico, devido a algumas pontes de fibras. Davies e outros (1999) obtiveram curvas  $R$  de provetes UD carbono/epóxico em ensaios SENF, ELS e 4ENF. Não houve diferenças significativas entre as curvas  $R$  obtidas com os três métodos de ensaio, que foram muito pouco pronunciadas. Hashemi e outros (1990a) realizaram ensaios ELS em provetes UD carbono/termoplástico, tendo a curva  $R$  obtida atingido o patamar muito rapidamente.  $G_{IIc}$  máximo de propagação foi cerca de 70% superior a  $G_{IIc}$  de iniciação obtido a partir de pré-fenda criada em modo I. Ainda nesse ano, os mesmos autores concluíram que as curvas  $R$  que obtiveram para provetes UD carbono/PEEK de 24, 32 e 40 camadas se deviam essencialmente ao desenvolvimento da zona de processo na frente da fenda, com deformações plásticas e microfissuras (Hashemi e outros, 1990c). Neste estudo também verificaram que a espessura do provete não influenciava  $G_{IIc}$  de iniciação e de propagação.

O tratamento de dados conducente à obtenção de  $G_{IIc}$  é também objecto de alguma controvérsia (Carlsson e Gillespie, 1989; Davies e outros, 1999). Em princípio, a calibração experimental da flexibilidade seria o método ideal. Note-se que esta é possível mesmo no ensaio ENF, bastando para tal realizar ensaios de flexão preliminares em que a posição do provete é alterada para variar o comprimento da fenda. O protocolo da ESIS (Davies, 1993; ESIS, 2001) recomenda a aproximação polinomial (figura 1.3-4)

$$C = C_0 + ma^3 \quad (1.3-1)$$

às flexibilidades  $C$  medidas para  $a = 15$  a 40 mm. Outros autores (Kaninnen e Popelar, 1985; Polaha e outros, 1996; Hudson e outros, 1998) usaram as aproximações polinomiais

$$C = C_0 + C_1 a + C_3 a^3 \quad (1.3-2)$$

$$C = C_0 + C_1 a + C_2 a^2 + C_3 a^3 \quad (1.3-3)$$

Por conveniências as calibrações (1.3-1), (1.3-2) e (1.3-3) serão futuramente designadas por CC1, CC2 e CC3, respectivamente.

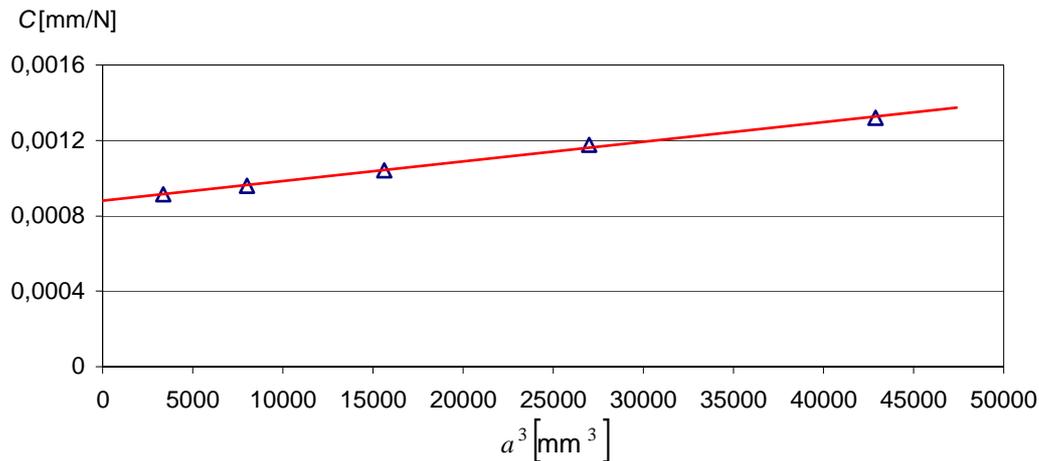


Figura 1.3-4: Curva de calibração da flexibilidade de um provete carbono/epóxico.

O valor da taxa crítica de libertação de energia de modo II é posteriormente calculado através da equação de Irwin-Kies (1957),

$$G_{IIc} = \frac{P^2}{2b} \frac{dC}{da} \quad (1.3-4)$$

sendo  $P$  a carga e  $b$  a largura do provete. No caso de se usar (1.3-1),

$$G_{IIc} = \frac{3P^2 m a^2}{2b} \quad (1.3-5)$$

Todavia, a variação da flexibilidade com o comprimento da fenda é geralmente pequena, o que pode dar origem a erros significativos (Davies e outros, 1998). Há portanto interesse nas expressões baseadas na teoria das vigas, que foram propostas por vários autores (Russell e Street, 1982; Carlsson e outros, 1986a). A aplicação directa da Teoria das Vigas exprime-se por (ESIS, 2001)

$$G_{IIc} = \frac{9a^2 P \delta}{2b(2L^3 + 3a^3)} \quad (1.3-6)$$

onde  $\delta$  é o deslocamento medido no ponto de aplicação da carga  $P$  e  $2L$  é o vão (figura 1.3-1). Em alternativa, pode-se evitar a medição do deslocamento usando a expressão

$$C = \frac{\delta}{P} = \frac{2L^3 + 3a^3}{8Ebh^3} \quad (1.3-7)$$

que pressupõe a medição prévia do módulo à flexão  $E$ . Obtém-se então

$$G_{IIC} = \frac{9P^2 a^2}{16b^2 Eh^3} \quad (1.3-8)$$

Esta equação é ainda objecto de correcções para ter em conta o efeito do corte transversal e grandes deslocamentos, dando origem à chamada Teoria das Vigas Corrigida. Com base nos trabalhos de (Carlsson e Gillespie, 1989), a ESIS adoptou a expressão

$$G_{IIC} = \frac{9P^2 a^2}{16b^2 Eh^3} \left[ 1 + 0,2 \frac{E}{G_{13}} \left( \frac{h}{a} \right)^2 \right] \frac{F}{N} \quad (1.3-9)$$

onde  $F$  e  $N$  são factores de correcção para grandes deslocamentos e  $G_{13}$  é o módulo ao corte interlaminar. Outra equação utilizada (Kinloch e outros, 1993; Hashemi e outros, 1990b) é

$$G_{IIC} = \frac{9P^2 (a + 0,42|\Delta_{II}|)^2}{16b^2 Eh^3} \quad (1.3-10)$$

onde  $\Delta_{II}$  é a correcção para a rotação da frente de fenda. Refira-se que as correcções nas equações (1.3-9) e (1.3-10) foram obtidas por ajuste de resultados numéricos, não havendo actualmente soluções analíticas rigorosas (Kinloch e outros, 1993; Wang e Williams, 1992; Zhou e He, 1994).

### 1.3.2. LAMINADOS MULTIDIRECCIONAIS

As dificuldades nos ensaios de modo II de provetes multidireccionais são essencialmente as mesmas dos ensaios de modo I, nomeadamente:

- a escolha das sequências de empilhamento dos provetes condicionada pela necessidade de minimizar fenómenos indesejáveis associados a acoplamentos elásticos;
- a forte propensão para dano intralaminar nas camadas entre as quais foi gerada a delaminação.

Na realidade, a ocorrência de dano intralaminar é quase uma constante nos estudos já apresentados, mas os seus efeitos em  $G_{IIC}$  nem sempre vão no mesmo sentido:

- Chai (1990) efectuou ensaios ENF em provetes carbono/epóxico e carbono/PEEK com sequências de empilhamento  $\{[(0/60/-60)_S]_5/\theta/-\theta/[(0/60/-60)_S]_5\}$  para  $\theta = 0^\circ, 30^\circ$  e  $60^\circ$ . Nos poucos provetes multidireccionais em que não ocorreu dano intralaminar, obteve valores de  $G_{IIC}$  mais elevados para  $\theta = 30^\circ$  do que para  $\theta = 0^\circ$ ;
- Shi e outros (1991) realizaram ensaios “*centre-notched flexure*” (CNF) em provetes carbono/epóxico com sequências de empilhamento  $[+\theta/-\theta/0_{12}/-\theta/+\theta/-\theta/+\theta/0_{12}/+\theta/-\theta]$  com  $\theta = 0^\circ$  a  $45^\circ$ .  $G_{IIC}$  aumentou ligeiramente com  $\theta$ , mas para ângulos superiores a  $30^\circ$  observaram-se fendas transversais e delaminações múltiplas;
- Rubbrecht e Verpoest (1992), por seu turno, verificaram que, em ensaios ENF modificados, provetes carbono/epóxico de sequências de empilhamento  $[0_4/90_8//0_4]$  tinham em média  $G_{IIC}$  46% inferiores aos dos provetes unidireccionais;
- Chou e outros (1995) efectuaram ensaios ENF de provetes carbono/epóxico  $[0_{12}/0_{12}]$ ,  $[30/-30/0_8/-30/30//30/30/0_8/30/-30]$ ,  $[60/-60/0_8/-60/60//60/60/0_8/60/-60]$  e  $[(0/90)_8//((0/90)_8)]$ . Os valores de  $G_{IIC}$  aumentaram com  $\theta$ , mas observou-se que a delaminação inicial nos provetes  $60/-60$  saltou para as interfaces mais próximas  $0/60$  ou  $0/-60$  através de fissuras nas camadas a  $60^\circ$  e a  $-60^\circ$ ;
- Polaha e outros (1996) usaram provetes carbono/epóxico  $[0]_{32}$ ,  $[\pm 15/0/-15/0/15/0_4/15/0/-15/0/\mp 15]_s$ ,  $[\pm 15/0/-15/0/15/0_4/15/0/-15/0/\mp 15/\mp 15/0/15/0/-15/0_4/-15/0/15/0/\pm 15]$ ,  $[\pm 30/0/-30/0/30/0_4/30/0/-30/0/\mp 30]_s$ ,  $[\pm 30/0/-30/0/30/0_4/30/0/-30/0/\mp 30/\mp 30/0/30/0/-30/0_4/-30/0/30/0/\pm 30]$ ,  $[\pm 30/0_{12}/\mp 30]_s$  e  $[\pm 30/0_{12}/\mp 30/\mp 300_{12}/\pm 30]$ , estando a interface de delaminação no plano de simetria ou na posição definida por “//”. Os resultados não mostraram nenhuma tendência clara para o efeito de  $\theta$  em  $G_{IIC}$ . Porém, foi assinalada a ocorrência de dano intralaminar da fenda nos provetes com interfaces  $15/-15$  e  $30/-30$ ;
- Através de ensaios ELS, Choi e outros (1999) obtiveram para provetes carbono/epóxico  $[(-45/0/45)_{2s}(45/0/-45)_{2s}]$ , com delaminação na interface  $45/-45$  do plano médio, valores de  $G_{IIC}$  45 a 84 % superiores aos de provetes unidireccionais. A justificação para esta diferença recaiu no dano intralaminar dos provetes  $45/-45$ ;

- Em provetes vidro/epóxico  $[0]_6$ ,  $[\pm 30]_5$  e  $[\mp 45]_5$  com delaminação no plano médio (interface  $\theta/\theta$ ), Ozdil e outros (1998) constataram que  $G_{IIc}$  aumentou cerca de três vezes quando  $\theta$  variou de  $0^\circ$  a  $45^\circ$ . Todavia, os provetes apresentaram deformações permanentes muito apreciáveis após a descarga, pelo que os resultados são duvidosos;
- Após vários ensaios ENF de provetes carbono/epóxico multidireccionais do tipo  $[A/B/B/0//45/-45/\bar{B}/A]$ ,  $[A/B/B/0/45//90/-45/\bar{B}/A]$ ,  $[A/B/B/0/45/90// -45/\bar{B}/A]$  e  $[A/B/B/0/45/90/-45//\bar{B}/A]$ , onde  $A$ ,  $B$  e  $\bar{B}$  designam  $[0_2/90_2]_{2s}$ ,  $[-45/90/45/0]$  e  $[0/45/90/-45]$ , respectivamente, Tao e Sun (1998) concluíram que a delaminação inicial saltava sempre para uma interface do tipo  $0/\theta$ . Estes autores realizaram depois ensaios de provetes do mesmo material, com sequências de empilhamento  $[(0_{10}/90/0_{10})/0//\theta/(0_{10}/90/0_{10})]$  sendo  $\theta = 0^\circ, 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ$  e  $90^\circ$ . Para evitar dano intralaminar, colocaram o provete no dispositivo de modo que a camada  $\theta$  ficasse sob compressão. O esquema resultou, e, nestas circunstâncias, os valores de  $G_{IIc}$  diminuíram com o aumento de  $\theta$ ;
- Hwang e outros (2001) efectuaram ensaios ENF de provetes unidireccionais e multidireccionais de carbono/epóxico com sequências de empilhamento  $[0_{40}//0_{40}]$ ,  $[0_{40}//\gamma_4/0_8/-\gamma/0_{24}]$  para  $\gamma = -45^\circ, 45^\circ$  e  $90^\circ$  e  $[0_{24}/\theta_4/0_8/-\theta_4//\alpha_4/0_8/\beta_4/0_{24}]$  para  $\theta = 15^\circ, 30^\circ$  e  $45^\circ$ ,  $\alpha = -45^\circ$  a  $75^\circ$  e  $\beta = -75^\circ$  a  $45^\circ$  com incrementos de  $15^\circ$  e não considerando o valor 0. Para promover propagação estável e minimizar deformações plásticas, adoptaram  $a/L = 0,75$  (figura 1.3-1) e espessuras particularmente elevadas (13,5 mm). Os provetes multidireccionais apresentaram valores de  $G_{IIc}$  inferiores aos dos unidireccionais, facto atribuído ao dano intralaminar.

## 1.4. MODO MISTO I/II

### 1.4.1. LAMINADOS UNIDIRECCIONAIS

Na realidade, as delaminações estão quase sempre sob solicitações de modo misto. A investigação nesta área tem-se centrado na combinação de modos I e II, para a qual foram desenvolvidos diversos métodos de ensaio, dos quais se destacaram (figura 1.4-1):

- “*crack lap shear*” (CLS) (Russel e Street, 1985; Reeder e Crews, 1990);

- “*asymmetric double cantilever beam*” (ADCB) (Russel e Street, 1985; Bradley e Cohen, 1985; Reeder e Crews, 1990; Sundararaman e Davidson, 1997; Ducept e outros, 1999);
- “*single leg bend*” (SLB) (Yoon e Hong, 1990; Sundararaman e Davidson, 1995; Davidson e Sundararaman, 1996);
- “*four point bend*” (FPB) (Charalambides e outros, 1989; Feraboli e Kedward, 2003),
- “*mixed mode bending*” (MMB) (Crews e Reeder, 1988; Reeder e Crews, 1990, 1991 e 1992; Kinloch e outros, 1993; Chen e outros, 1999a; ASTM D 6671-01, 2000);
- “*Fixed Ratio Mixed Mode*” (FRMM) (Berry, 1963; Carlsson e Gillespie, 1989; Russel e Strret, 1982; Blackman e outros, 1996; Chen e outros, 1999b);

As vantagens e limitações de cada tipo de ensaio encontram-se resumidas na tabela 1.4-1.

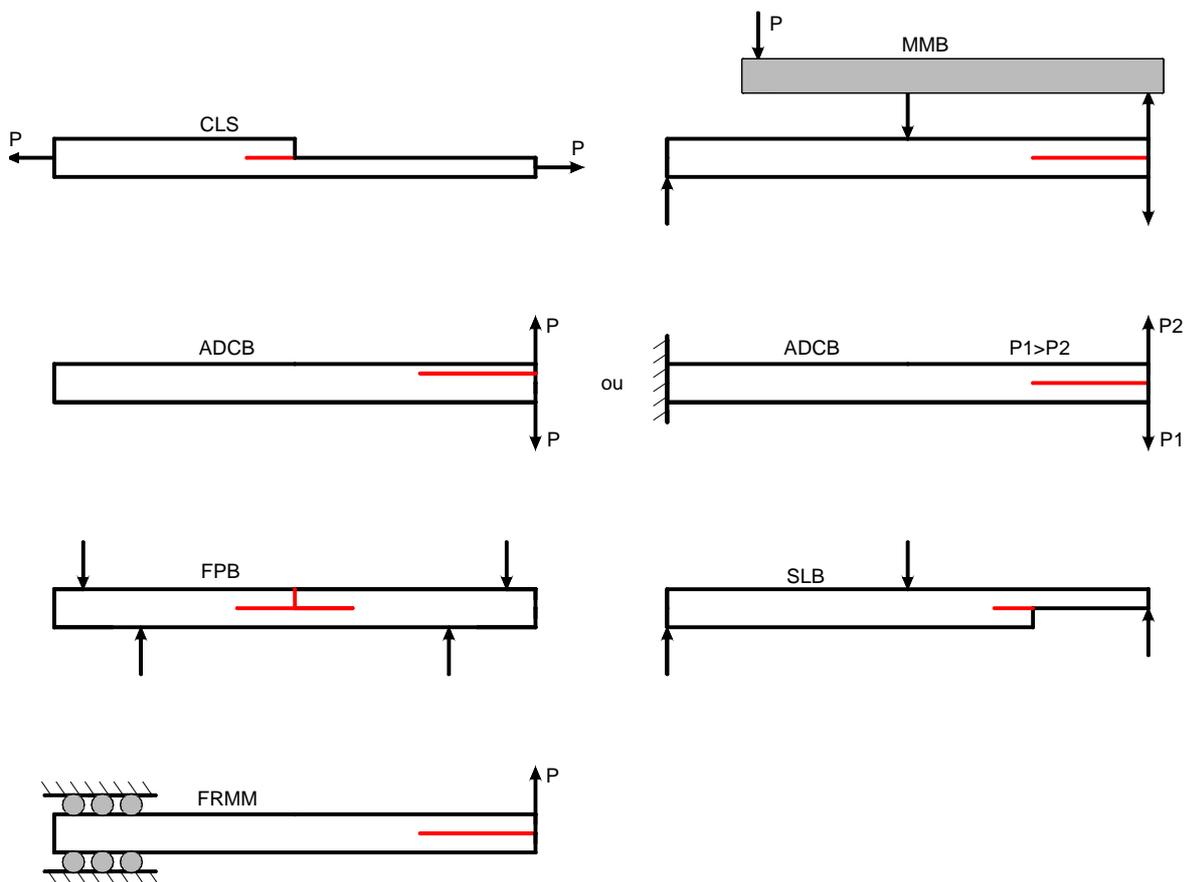


Figura 1.4-1: Configurações de ensaios de modo misto.

Tabela 1.4-1: Comparação de ensaios de modo misto.

Tipo de ensaio	Vantagens	Limitações
CLS	Dispositivo de ensaio simples; deslocamento pequeno na abertura da fenda; a relação de modos é constante.	Requer análise numérica não linear devido às grandes rotações na ponta da fenda; para obter relações de modos diferentes são necessários empilhamentos diferentes e mesmo assim só é praticável obter uma pequena gama de relações.
ADCB	A geometria do provete é simples; existem soluções analíticas.	Necessário colar blocos no provete; provetes obtidos de placas diferentes para cada combinação de modos; partição de modos “global” dá erros importantes.
MMB	Provete de geometria simples; é fácil variar a relação de modos.	O dispositivo de ensaio é complexo; é necessário colar blocos no provete.
SLB	Dispositivo de ensaio simples; existe solução analítica simples.	A relação de modos varia com o comprimento da fenda; a geometria do provete é diferente para cada relação de modos.
FPB	Dispositivo de ensaio simples; existe solução analítica simples; a relação de modos é constante.	Crescem duas fendas simultaneamente a velocidades diferentes; a geometria do provete é diferente para cada relação de modos.
FRMM	Provete de geometria simples.	O dispositivo de ensaio não é simples; é necessário colar um bloco no provete; para obter relações de modos diferentes são necessários empilhamentos diferentes e mesmo assim só é praticável obter uma pequena gama de relações; as duas técnicas de separação de modos “global” e “local” dão relações de modos bastante diferentes.

Na realidade, continuam a ser propostos novos ensaios, como o “*single leg four point bend*” (SLFPB, figura 1.4-2), que elimina a dupla fenda do FPB e a variação da relação de modos com o comprimento da fenda do SLB (Tracy e outros, 2003). Para além de não requerer um dispositivo de ensaio complexo nem análise numérica não linear, o provete e o dispositivo de ensaio são, segundo Tracy e outros (2003), relativamente simples de fabricar.

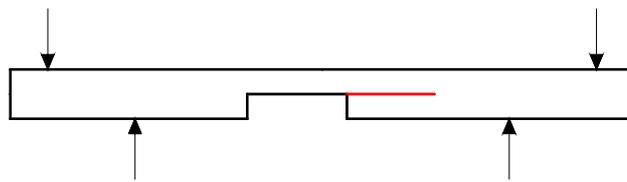


Figura 1.4-2: Ensaio SLFPB.

Porém, é actualmente inegável a preferência pelo ensaio MMB (figura 1.4-3), que foi já adoptado pela ASTM D 6671-01 (2000) para provetes unidireccionais. Desenvolvido por Crews e Reeder em 1988, o ensaio MMB pode ser visto como a combinação dos ensaios DCB e ENF (figura 1.4-4) e permite facilmente obter uma larga gama de combinações de modos, evitando as inconsistências presentes em resultados provenientes de provetes e/ou ensaios diferentes (Crews e Reeder, 1988). De facto, basta alterar o comprimento do braço  $c$  (figura 1.4-3) para obter as diferentes relações de modos I e II.

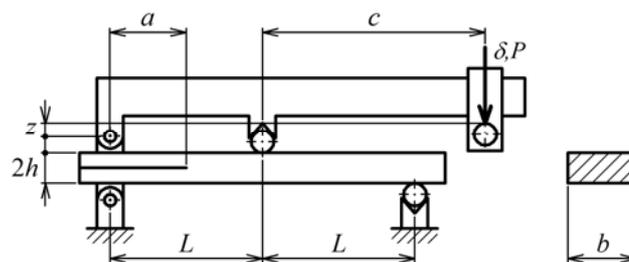


Figure 1.4-3: Representação esquemática do ensaio MMB.

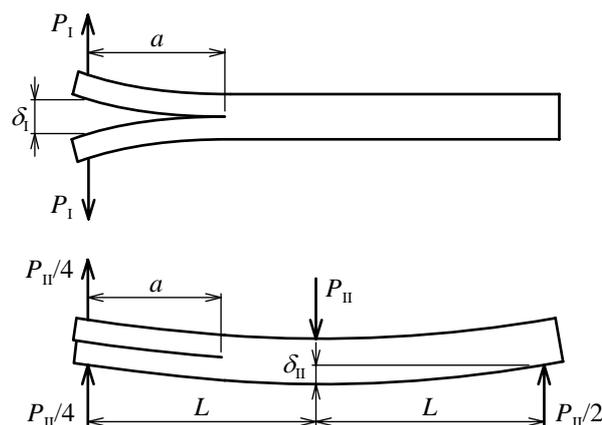


Figura 1.4-4: Decomposição do ensaio MMB nos ensaios DCB e ENF.

Refira-se que o dispositivo inicial do ensaio MMB foi objecto de alterações (Reeder e Crews, 1992) para diminuir a não-linearidade geométrica resultante da rotação da

alavanca: concluiu-se que a carga deve ser aplicada ligeiramente acima do alinhamento da fixação superior do provete (cota  $z$  na figura 1.4-3). Por outro lado, os pesos da alavanca e dos acessórios que lhe estão fixos podem representar uma pré-carga significativa sobre o provete MMB, pelo que devem ser considerados nos cálculos. Todavia, Chen e outros (1999a) propuseram uma alteração à alavanca de carregamento no sentido de eliminar esta pré-carga (figura 1.4-5). Neste novo dispositivo (figura 1.4-5(b)), os dois rolamentos fixos ao suporte variável estão colocados num furo rasgado na forqueta de carregamento, na qual se podem mover horizontalmente mas não verticalmente. Obviamente, o suporte variável terá de estar rigidamente fixo à alavanca na posição correspondente ao braço  $c$  pretendido. A forqueta de carregamento é, por sua vez, ligada rigidamente à célula de carga da máquina de ensaios, que, segundo Chen e outros (1999a), indica o peso do conjunto antes de se iniciar o ensaio. Assim, segundo aqueles autores, bastará fazer o “zero” da carga na máquina de ensaios para garantir que o peso não interfere nos resultados obtidos. Na realidade, embora a forqueta constitua geralmente uma parte significativa do dispositivo MMB, as restantes peças têm geralmente o centro de massa descentrado da linha de aplicação da carga. Daqui resulta que a carga inicial não corresponda efectivamente ao peso total do conjunto e que parte deste seja transmitido ao provete.

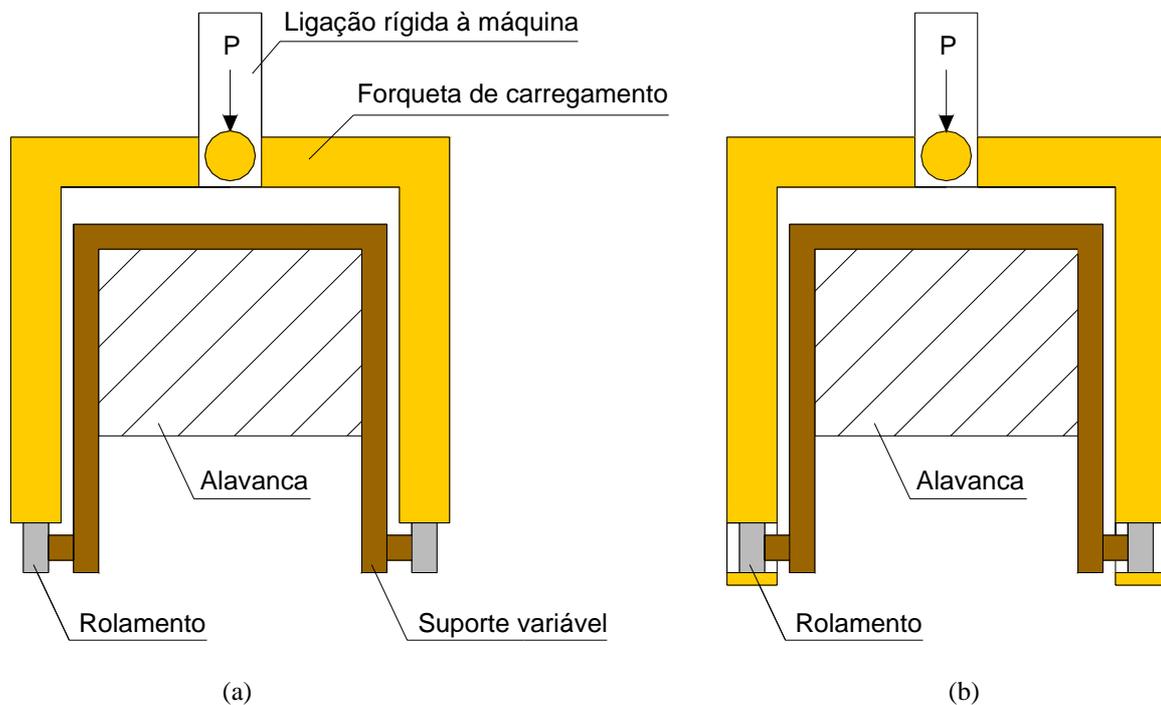


Figura 1.4-5: Técnica de aplicação da carga no (a) dispositivo MMB original, (b) dispositivo MMB modificado (Chen e outros, 1999a).

As figuras 1.4-6 e 1.4-7 mostram as duas situações possíveis da geometria do conjunto antes do ensaio e respectivos diagramas de forças do dispositivo MMB, pressupondo que o “zero” da carga é realizado antes de o rolete central tocar no provete.

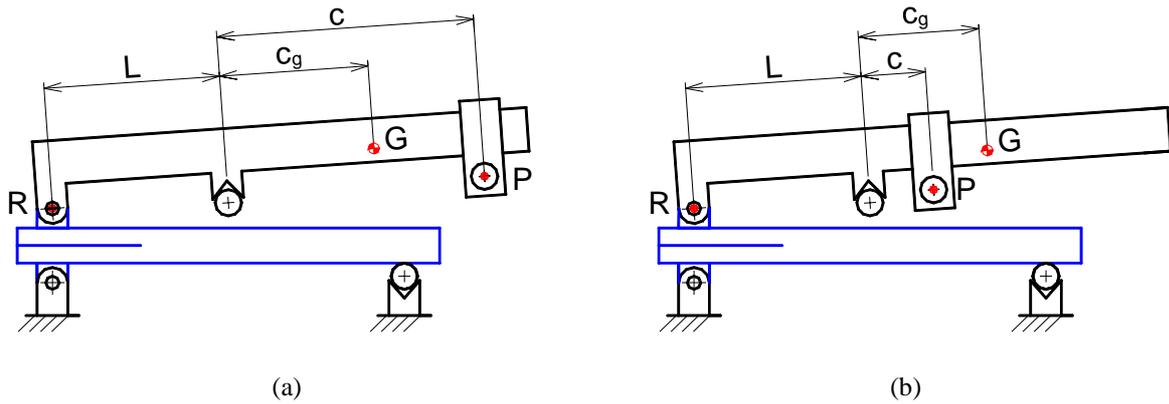


Figura 1.4-6: Posição do centro de massa do dispositivo MMB, (a) entre o centro do provete e a forqueta e (b) depois da forqueta.

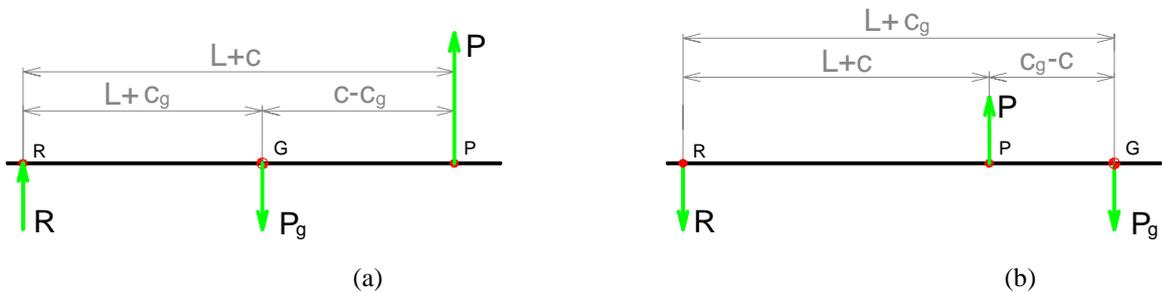


Figura 1.4-7: Diagramas de forças no dispositivo MMB com o centro de massa, (a) entre o centro do provete e a forqueta; (b) depois da forqueta.

Como é evidente, a célula de carga mede inicialmente  $P = (L + c_g)/(L + c)P_g$  e o provete tem aplicada uma força  $R = |c - c_g|/(L + c)P_g$  através do bloco de ligação do braço superior. O “zero” da carga na máquina de ensaios suprime  $P$ , mas não  $R$ . No caso da figura 1.4-6(a),  $R$  reduz a sollicitação de modo I durante o ensaio, enquanto no caso da figura 1.4-6(b) corresponde a uma pré-carga de modo I. A sua eliminação só poderia ser conseguida com um contrapeso no braço, mas isso complicaria o dispositivo e o procedimento de ensaio.

Independentemente dos pormenores construtivos do dispositivo, o objectivo principal do ensaio MMB é medir a taxa crítica de libertação de energia total  $G_c$  para várias combinações de modos I e II. Os processos de tratamento de dados visam essencialmente calcular as componentes  $G_I$  e  $G_{II}$ , assim como comparar a flexibilidade medida com a prevista pela Teoria das Vigas. Da decomposição do MMB nos ensaios DCB e ENF, obtém-se (Reeder e Crews, 1990, figura 1.4-4)

$$P_I = \left( \frac{3c - L}{4L} \right) P, \quad P_{II} = \left( \frac{c + L}{L} \right) P \quad (1.4-1)$$

Por outro lado, demonstrou-se que (Juntti e outros, 1999, figura 1.4-3)

$$\delta = \left( \frac{3c - L}{4L} \right) \delta_I + \left( \frac{c + L}{L} \right) \delta_{II} \quad (1.4-2)$$

Em seguida, aplica-se a Teoria das Vigas Corrigida (expressões do DCB e ENF anteriores), que conduz a

$$G_I = \frac{12P_I^2 (a + |\Delta_I|)^2}{Eb^2h^3}, \quad G_{II} = \frac{9P_{II}^2 (a + |\Delta_{II}|)^2}{16Eb^2h^3} \quad (1.4-3)$$

$$\delta_I = \frac{8(a + |\Delta_I|)^3 P_I}{Ebh^3}, \quad \delta_{II} = \frac{[2L^3 + 3(a + |\Delta_{II}|)^3] P_{II}}{8Ebh^3} \quad (1.4-4)$$

Todavia, a determinação experimental das correcções  $\Delta_I$  e  $\Delta_{II}$  nos termos em que é feita nos ensaios DCB e ENF não é normalmente viável. De facto, o crescimento da fenda é frequentemente instável, face à geometria do provete e à componente de modo II (Reeder, 2003). Por outro lado, a necessidade de utilizar insertos colados para transmissão da carga ao provete impede uma calibração de flexibilidade por reposicionamento do provete. Por conseguinte, o ensaio MMB é quase sempre usado para obter taxas críticas de libertação de energia de iniciação (Davies e outros, 1989; Reeder, 2003). Note-se ainda que, devido à existência das correcções  $\Delta_I$  e  $\Delta_{II}$ , a proporção de modos não se mantém exactamente constante durante a propagação, embora a variação seja geralmente pequena (Reeder, 2003).

Obviamente, os problemas na definição da iniciação nos ensaios DCB e ENF existem também no MMB. Neste caso, porém, a execução de uma pré-fenda pode revelar-se difícil, dado que a iniciação é frequentemente instável (Reeder, 2003). Daí que as medições sejam quase sempre feitas a partir do filme, apesar de, para alguns compósitos de matrizes mais tenazes em altos regimes de modo II, a tenacidade medida não ser a mais

conservadora (Vinciguerra e Davidson, 2002). Relativamente aos critérios de iniciação, os estudos até agora realizados indicam que o critério NL dá resultados mais consistentes e repetíveis (O'Brien e Martin, 1993; Ducept e outros, 1997; Reeder, 2003). Além disso, Ducept e outros (1997) realizaram ensaios MMB de compósitos unidireccionais vidro/epóxico nos quais verificaram que o ponto NL estava em muito boa concordância com as detecções de dano provenientes de emissões acústicas. Por seu turno, o critério 5/M conduziu a resultados fortemente dependentes da geometria do provete, sugerindo que a evolução da zona de dano durante a propagação da fenda era sensível à espessura do provete.

Como é evidente, em conjunto com os ensaios de modo I e de modo II, o ensaio MMB proporciona a definição de um critério de fractura em toda a gama de combinações de modos I+II. Têm sido propostos vários critérios, que se podem enquadrar em dois tipos fundamentais:

- critérios em que a condição de fractura é expressa em função dos rácios  $G_I/G_{Ic}$  e  $G_{II}/G_{IIc}$ ;
- critérios que definem a taxa crítica de libertação de energia  $G_c$  em função da proporção de modos, normalmente, em termos de  $G_{II}/G$ .

As principais equações que têm sido empregues são (Wu e Reuter, 1965; Whitcomb, 1984; Benzeggagh e Kenane, 1996; O'Brien, 1997; Yan e outros, 1991):

$$\frac{G_I}{G_{Ic}} + \frac{G_{II}}{G_{IIc}} = 1 \quad (1.4-5)$$

$$\left(\frac{G_I}{G_{Ic}}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIc}}\right)^\beta = 1 \quad (1.4-6)$$

$$G_c = G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \left(\frac{G_{II}}{G}\right)^m \quad (1.4-7)$$

$$G_c = c_0 + c_1 \left(\frac{G_{II}}{G}\right) + c_2 \left(\frac{G_{II}}{G}\right)^2 + \dots \quad (1.4-8)$$

onde  $m$ ,  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $c_0$ ,  $c_1$ ,  $c_2$ , ... são coeficientes obtidos por aproximação aos resultados experimentais.

Reeder e Crews (1990) efectuaram ensaios MMB em provetes carbono/PEEK UD e observaram um crescimento estável da fenda nas três relações  $G_I/G_{II} = 4, 1$  e  $1/4$  consideradas.  $G_{IIc}$  foi obtido com o mesmo dispositivo de ensaio usando  $c = 0$ , enquanto  $G_{Ic}$  foi medido em ensaios DCB. Os resultados mostraram que a fractura ocorreu independente de  $G_{II}$  para  $G_I/G_{II} > 1$ , sendo portanto controlada pelo modo I (figura 1.4-8). Por outro lado, quando  $G_I/G_{II} < 1$ , ambos os modos influenciaram a resistência à delaminação.

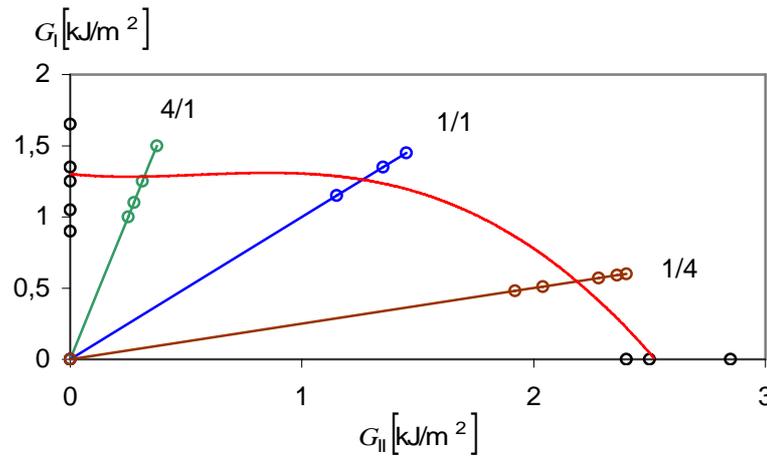


Figura 1.4-8: Representação gráfica dos valores medidos da resistência à delaminação nos ensaios MMB (Reeder e Crews, 1990).

Reeder (1992) efectuou ensaios MMB em laminados UD de vários materiais (AS4/3501-6, IM7/977-2 e AS4/PEEK) com o propósito de avaliar os vários critérios de fractura em modo misto. O referido autor analisou 13 critérios e concluiu que um 14º por ele introduzido – critério de fractura bilinear

$$\begin{cases} G_I = \alpha G_{II} + G_{Ic} \\ G_I = \beta G_{II} - G_{IIc} \end{cases} \quad (1.4-9)$$

seria o mais interessante. Trata-se de um critério simples que permite modelar diferentes comportamentos através dos parâmetros  $\alpha$  e  $\beta$  (figura 1.4-9). Os dois compósitos carbono/epóxico apresentaram uma forma do tipo (a) enquanto a forma (b) se ajustou melhor aos resultados obtidos com o compósito AS4/PEEK.

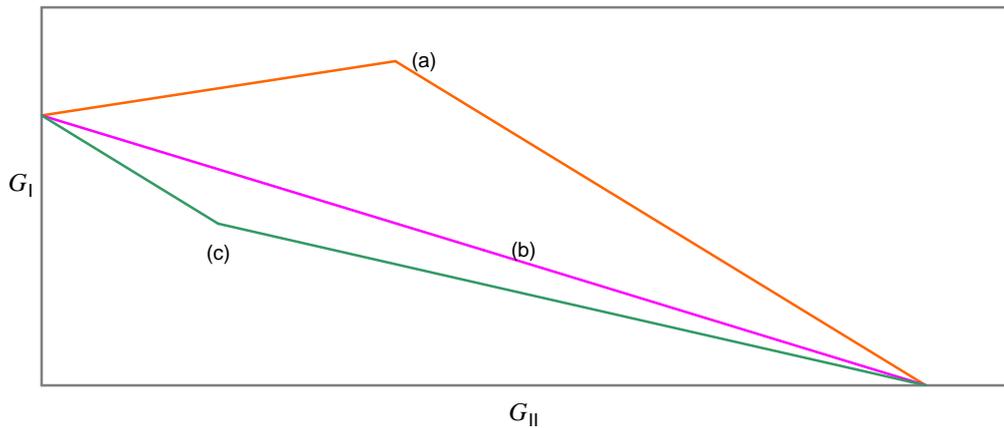


Figura 1.4-9: Representação gráfica do critério bilinear (equação 1.4-9). (a)  $\alpha = 0,1$ ;  $\beta = 0,6$ ; (b)  $\alpha = \beta = -G_{Ic}/G_{IIc}$ ; (c)  $\alpha = -1$ ;  $\beta = 0,2$ .

Benzeggagh e Kenane (1996) realizaram ensaios MMB com relações de modo misto  $G_{II}/G$  de 28 a 91% em provetes UD vidro/epóxico. Os modos I e II puros foram obtidos em ensaios DCB e ELS, respectivamente. A propagação da fenda foi sempre estável para  $G_{II}/G \leq 53\%$  e instável nas restantes relações. Os valores de iniciação obtidos com detecção por emissão acústica seguiram o critério

$$G_c = G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \left( \frac{G_{II}}{G} \right)^{2,6} \quad (1.4-10)$$

Ducept e outros (1997) efectuaram ensaios MMB em provetes UD vidro/epóxico de 16 e 24 camadas. As curvas de fractura obtidas com o critério NL e por emissão acústica foram independentes da espessura do provete. O mesmo não se passou com o critério 5%/Max, sugerindo que a evolução do dano na zona de iniciação é sensível à espessura do provete. O critério de fractura proposto foi

$$G_c = G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \left( \frac{G_{II}}{G} \right)^{1,5} \quad (1.4-11)$$

Rikards (2000) realizou ensaios “compact tension shear” (CTS) em provetes UD vidro/epóxico com várias relações de modo misto. Observou um crescimento da fenda sempre instável e verificou que a expressão

$$\left( \frac{G_I}{G_{Ic}} \right)^\alpha + \left( \frac{G_{II}}{G_{IIc}} \right)^\beta = 1 \quad (1.4-12)$$

com  $\alpha = 1$  e  $\beta = 2$  se ajustava bem aos resultados experimentais. O referido autor efectuou ensaios DCB e ENF que comparou com os resultados do CTS de modos I e II puros. No caso de modo II puro não existiu praticamente diferença entre os resultados dos dois ensaios, mas em modo I puro os valores de  $G_{Ic}$  do CTS foram quase o dobro dos  $G_{Ic}$  do DCB.

Para concluir esta secção, merece referência a utilização de provetes assimétricos, como é o caso do provete ADCB, usado por Ducept e outros (1999). Na realidade, surge uma dificuldade importante: a partição de modos resultante da teoria das vigas deixa de ser rigorosa (Ducept e outros, 1999; Chou, 1993). Este método de partição de modos, habitualmente designado por “global”, foi delineado por Williams (1988). Não obstante, este autor considerou também o caso mais geral, em que a delaminação não está a meia-espessura do provete (figura 1.4-10). Williams (1988) admitiu que as propriedades das zonas delaminada e não-delaminada são iguais, situação a que corresponde um laminado UD, e que são preponderantes os efeitos dos momentos flectores.



Figura 1.4-10: Laminado com uma delaminação sujeito a momentos flectores.

Nestas condições, a taxa de libertação de energia é dada por (Gere e Timoshenko, 1984)

$$G = \frac{1}{16bEI} \left[ \frac{M_1^2}{\xi^3} + \frac{M_2^2}{(1-\xi)^3} - (M_1 + M_2)^2 \right] \quad (1.4-13)$$

sendo  $b$  a largura,  $\xi = h_1/(2h)$  um parâmetro adimensional e  $I = bh^3/12$  o segundo momento de área. Segundo Williams (1988), haverá modo I puro quando actuarem nos braços acima e abaixo da delaminação momentos simétricos (figura 1.4-11a), isto é,  $M_1 = -M_2 = -M_1$ .

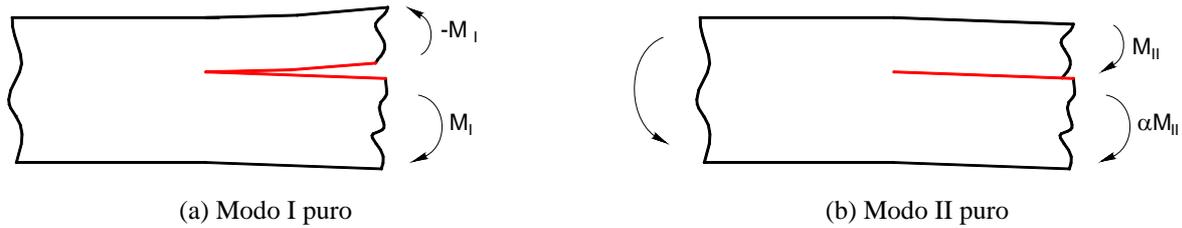


Figura 1.4-11: Momentos correspondentes a (a) Modo I puro e (b) Modo II puro.

Por outro lado, haverá modo II puro quando a curvatura dos dois braços do provete é a mesma (figura 1.4-11b), ou seja

$$\frac{M_1}{EI_1} = \frac{M_2}{EI_2} \quad (1.4-14)$$

com  $I_1 = bh_1^3/12$  e  $I_2 = bh_2^3/12$ . Logo, teremos  $M_1 = M_{II}$ ,  $M_2 = \alpha M_{II}$  com  $\alpha = (h_2/h_1)^3$ .

Numa situação de modo misto I + II, os momentos obtêm-se por sobreposição,

$$M_1 = M_{II} - M_I, \quad M_2 = \alpha M_{II} + M_I \quad (1.4-15)$$

pelo que

$$M_I = \frac{M_2 - \alpha M_1}{1 + \alpha}, \quad M_{II} = \frac{M_2 + M_1}{1 + \alpha} \quad (1.4-16)$$

Da substituição de (1.4-15) em (1.4-13) resultam facilmente

$$G_I = \frac{M_I^2}{16bEI} \frac{1 + \alpha}{(1 - \xi)^3} = \frac{1}{16bEI} \frac{(M_2 - \alpha M_1)^2}{(1 - \xi)^3 (1 + \alpha)} \quad (1.4-17)$$

$$G_{II} = \frac{3M_{II}^2}{16bEI} \frac{(1 - \xi)(1 + \alpha)}{\xi^2} = \frac{3(1 - \xi)(M_1 + M_2)^2}{16bEI \xi^2 (1 + \alpha)} \quad (1.4-18)$$

Aplicando esta análise ao ensaio ADCB, no qual temos  $M_1 = -M_2 = -Pa$  (figura 1.4-12), obtêm-se  $G_{II} = 0$ , isto é, modo I puro para qualquer relação de espessuras dos braços do provete. Trata-se, de facto, de uma previsão irrealista (Ducept e outros, 1999).

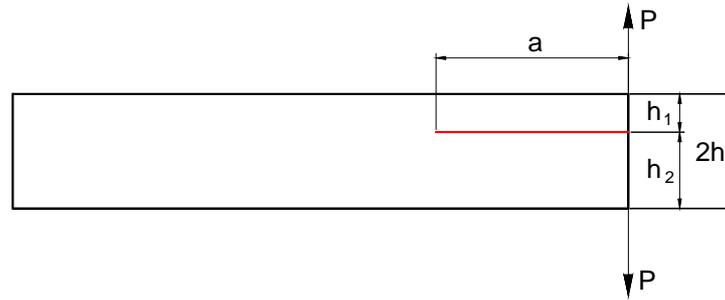


Figura 1.4-12: Provete ADCB.

Na realidade, quando as espessuras dos braços do provete diferem substancialmente, a partição de modos dita “local”, proposta por Hutchinson e Suo (1992), parece ser mais apropriada (Ducept e outros, 1999; Chou 1993). Considerando o caso de um corpo ortotrópico com a fenda num dos eixos principais de simetria, o campo de tensões na vizinhança desta é dado por

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (1.4-19)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \quad (1.4-20)$$

sendo  $r$  a distancia medida a partir da ponta da fenda. Por seu turno, a taxa de libertação de energia é função dos factores de intensidade de tensão,

$$G = b_{11}n \left( \frac{K_I^2}{\lambda^{3/4}} + \frac{K_{II}^2}{\lambda^{1/4}} \right) \quad (1.4-21)$$

onde  $b_{11}$ ,  $n$  e  $\lambda$  são parâmetros relativos ao material. Hutchinson e Suo (1992) tratam o caso de um corpo com uma fenda sujeito à acção de momentos flectores e de forças axiais (figura 1.4-13c). Para efeitos de análise, procedem à decomposição em duas situações (figura 1.4-13a e b). No caso da figura 1.4-13b não existe fenda, pelo que os factores de intensidade de tensão e as taxas de libertação de energia são iguais nas situações (a) e (c).

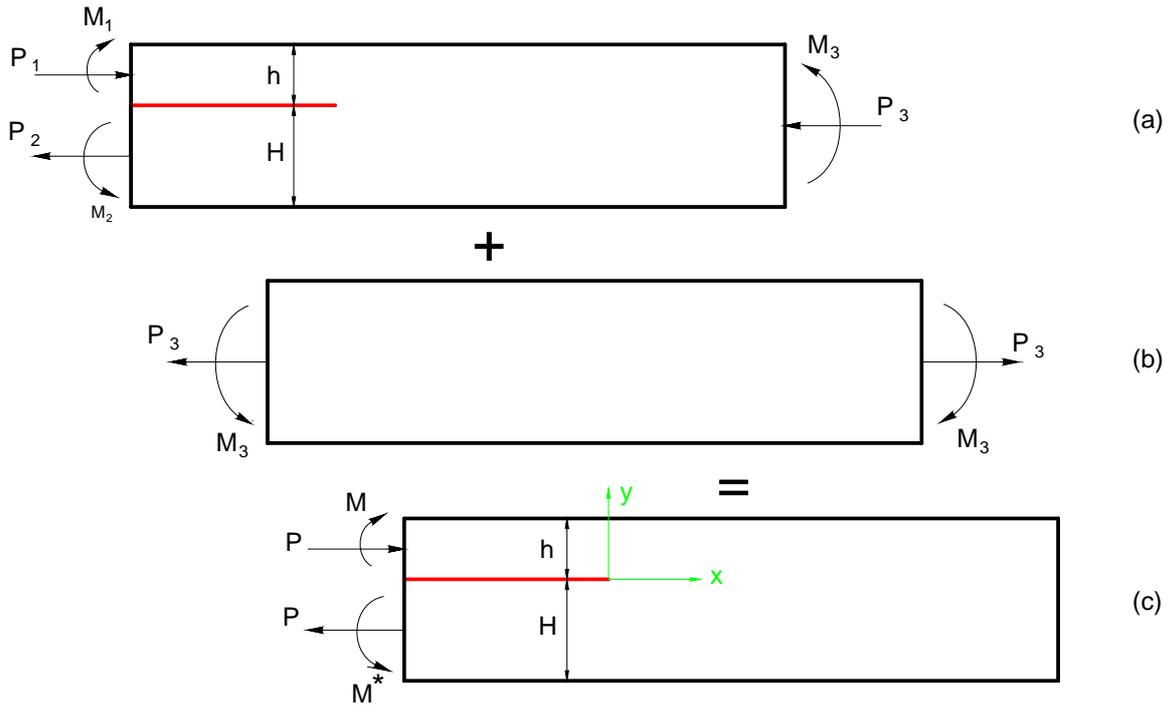


Figura 1.4-13: Esquema de sobreposição no modelo de partição “local” de Hutchinson e Suo (1992).

O equilíbrio estático de forças e momentos do corpo na situação (c) permite obter

$$M^* = M + P(H + h)/2 \quad (1.4-22)$$

$$P = P_1 - C_1 P_3 - C_2 M_3 / h \quad (1.4-23)$$

$$M = M_1 - C_3 M_3 \quad (1.4-24)$$

com

$$C_1 = \frac{1}{\frac{1}{\eta} + 1}, \quad C_2 = \frac{6C_1^3}{\eta}, \quad C_3 = C_1^3 \quad \text{e} \quad \eta = h/H \quad (1.4-25)$$

A taxa de libertação de energia é então

$$G = \frac{b_{11}}{2} \left( \frac{P^2}{Ah} + \frac{M^2}{Ih^3} + \frac{2PM \sin \gamma}{h^2 \sqrt{AI}} \right) \quad (1.4-26)$$

onde

$$A = \frac{1}{1 + 4\eta + 6\eta^2 + 3\eta^3} \quad (1.4-27)$$

$$I = \frac{C_3}{12} \quad (1.4-28)$$

$$\frac{\sin \gamma}{\sqrt{AI}} = 6\eta^2(1 + \eta) \quad (1.4-29)$$

para  $|\gamma| < \frac{\pi}{2}$  e  $h \leq H$  ( $\eta \leq 1$ ). Da imposição de igualdade das expressões (1.4-21) e (1.4-26),

$$K_I = \frac{\lambda^{3/8}}{\sqrt{2n}} \left[ \frac{P}{\sqrt{hA}} \cos \omega + \frac{M}{\sqrt{h^3 I}} \sin(\omega + \gamma) \right] \quad (1.4-30)$$

$$K_{II} = \frac{\lambda^{1/8}}{\sqrt{2n}} \left[ \frac{P}{\sqrt{hA}} \sin \omega + \frac{M}{\sqrt{h^3 I}} \cos(\omega + \gamma) \right] \quad (1.4-31)$$

onde  $\omega \approx 52,1 - 3\eta$  (em graus) é uma solução aproximada obtida por Hutchinson e Suo (1992). Este método tem sido aplicado a problemas de fractura entre materiais diferentes, incluindo os efeitos oscilatórios já referidos. Todavia, não é aplicável a laminados compósitos, dada a complexidade das relações entre factores intensidade de tensão e taxas de libertação de energia de deformação. Qian e Sun (1997) desenvolveram métodos para compósitos que requerem um tratamento complexo de resultados de elementos finitos. Todavia, o método só é aplicável a compósitos do tipo  $[\theta_1/\theta_2]$  sob estado plano de tensão ou de deformação.

Para decompor  $G$  nas suas componentes  $G_I$ ,  $G_{II}$  e  $G_{III}$ , Davidson e outros (1995b, 1995c, 2000a, 2000b) propõem uma abordagem que designaram por *crack tip element analysis* (figura 1.4-14), baseada na teoria das placas.

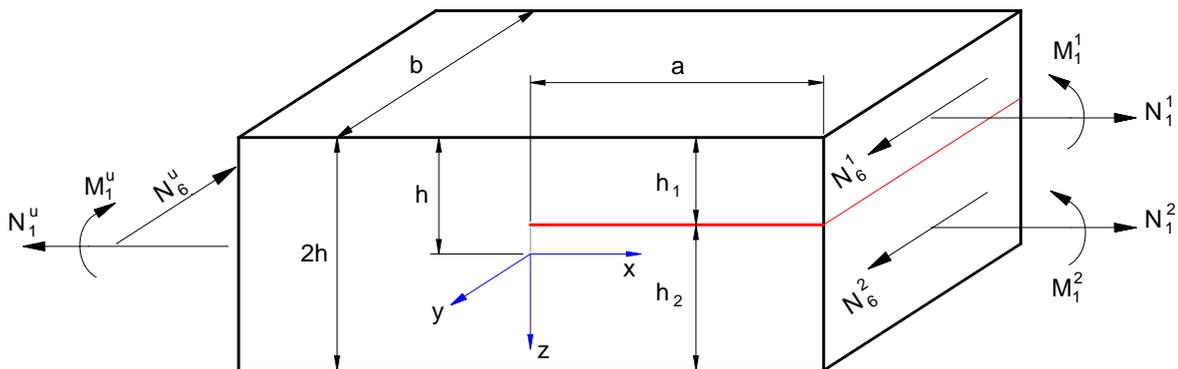


Figura 1.4-14: Cargas e geometria da frente da fenda.

Começam por determinar  $G$  (equação 1.4-32) através de uma técnica de fecho virtual da fenda aplicada a um modelo de elementos finitos do tipo placa.

$$G = \frac{1}{2} \sum_{j=1}^2 (\Delta N_i \Delta \varepsilon_i^0 + \Delta M_i \Delta k_i)_j, \quad i = 1, 2, 6 \quad (1.4-32)$$

Nesta equação, para cada posição  $y$  do modelo, as quantidades  $\Delta N_i$ ,  $\Delta M_i$ ,  $\Delta \varepsilon_i^0$  e  $\Delta k_i$  são obtidas a partir das forças e momentos  $N_i$  e  $M_i$  dos 4 elementos adjacentes à frente da fenda. A decomposição nos modos I e II é feita através das equações

$$G_I = \frac{1}{2} \left[ -\sqrt{c_{11}} N_c \sin \Omega + \sqrt{c_{22}} M_c \cos(\Omega + \Gamma) \right]^2 \quad (1.4-33)$$

$$G_{II} = \frac{1}{2} \left[ \sqrt{c_{11}} N_c \cos \Omega + \sqrt{c_{22}} M_c \sin(\Omega + \Gamma) \right]^2 \quad (1.4-34)$$

onde

$$\sin \Gamma = \frac{c_{12}}{\sqrt{c_{12}c_{22}}} \quad (1.4-35)$$

Os parâmetros  $N_c$  e  $M_c$ , designados por força e momento concentrados na frente da fenda, são calculados através das forças e momentos nos centróides dos elementos adjacentes à frente da fenda, enquanto que  $c_{ij}$  e  $\Omega$  dependem do material e da geometria dessa região. O valor do coeficiente de modo misto  $\Omega$ , é obtido a partir de uma análise por elementos finitos auxiliar ou através de resultados experimentais, tal como propõem Davidson e outros (1997),

$$\Omega = \begin{cases} -24 & \eta < -0,468 \\ 60,409\eta - 21,4738\eta^3 & \text{se } -0,468 < \eta < 0,468 \\ 24 & \eta > 0,468 \end{cases} \quad (1.4-36)$$

Onde  $\eta = \log(h_2/h_1)$  e  $\Omega$  é dado em graus. Segundo Davidson e outros (1995b, 1995c, 1996b, 2000a, 2000b), esta abordagem permite evitar a modelação computacionalmente muito exigente com elementos tridimensionais e evita as ambiguidades na partição de modos. Porém, há que salientar que este método pressupõe que as delaminagens sejam relativamente grandes em relação à espessura dos laminados, de modo que os modelos tipo casca sejam boas aproximações. Do ponto de vista prático, é evidente que tal não é desejável. Por outro lado, é manifestamente inconveniente a necessidade de realizar

análises de elementos finitos para calibrar  $\Omega$ , não ficando clarificada a opção por uma dada partição de modos.

É portanto evidente que o problema geral da partição de modos não está ainda completamente resolvido.

#### 1.4.2. LAMINADOS MULTIDIRECCIONAIS

Obviamente, as dificuldades ao nível dos acoplamentos elásticos e da ocorrência de dano intralaminar são, em princípio, análogas às que se verificam nos ensaios de modo I e de modo II. No entanto, são ainda muito poucos os estudos acerca da fractura em modo misto I+II de laminados multidireccionais:

- Choi e outros (1999) efectuaram ensaios FRMM em laminados carbono/epóxico unidireccionais  $[0]_{24}$  e multidireccionais  $[(-45/0/45)_{2s}(45/0/-45)_{2s}]$ , com delaminação na interface 45/-45. Verificaram que o valor médio da taxa crítica de libertação de energia total,  $G_c$ , de iniciação do laminado unidireccional era quase metade do obtido para o laminado multidireccional. Refira-se que, logo após a iniciação, ocorreu dano intralaminar neste último;
- Ozdil e Carlsson (1999b) realizaram ensaios MMB em laminados multidireccionais vidro/poliéster  $[0]_6$ ,  $[\pm 30]_5$  e  $[\pm 45]_5$  com delaminação criada no plano médio. Verificaram que a relação  $G_I/G_{II}$  era pouco sensível à interface de delaminação e ligeiramente dependente do comprimento da fenda.  $G_c$  aumentou com a proporção de modo II e com o aumento do ângulo de orientação das camadas de delaminação, excepto para modo I puro;
- Kim e Mayer (2003) realizaram ensaios MMB de provetes carbono/epóxico de 16 camadas com sequências de empilhamento  $[0_7/\theta//\beta/0_7]$ ,  $\theta$  variável entre 0 e 90° e  $\beta$  entre -45 e 90°.  $G_c$  variou significativamente com a orientação das camadas da interface de delaminação e com a relação de modo misto. Para valores altos de  $G_{II}/G$ ,  $G_c$  diminuiu significativamente quando o ângulo  $\theta=\beta$  ou  $\beta=-\theta$  na interface aumentou, mas para  $G_{II}/G$  baixos, o efeito do ângulo foi quase imperceptível. Todavia, Kim e Mayer (2003) verificaram que a iniciação ocorria de forma intralaminar em direcção à interface imediatamente superior. Por conseguinte, a validade dos resultados é claramente duvidosa;

- Tracy e outros (2003) efectuaram ensaios SLFPB em provetes carbono/epóxico com sequências de empilhamento  $[\pm 45/0_2/90/0_2/\pm 45]_{ns}$ , sendo  $n = 4$  e  $6$ . A interface de delaminação foi criada no plano médio das 36 e 54 camadas, respectivamente. Para a relação de modo misto  $G_I/G_{II} \approx 1$  utilizada, verificaram que  $G_c$  dos provetes de maior espessura era ligeiramente superior a  $G_c$  de modo misto dos provetes mais finos.

Constata-se portanto que os resultados são escassos e por vezes contraditórios.

## 1.5. MODO III

Ao contrário do que sucede com as solicitações de modo I, modo II e de modo-misto I+II, foram ainda apresentados muito poucos estudos sobre fractura em modo III. Nos primeiros trabalhos utilizou-se o ensaio “*Split Cantilever Beam*” (SCB, figura 1.5-1) em provetes unidireccionais e alguns multidireccionais (Donaldson, 1988). Todavia, análises por elementos finitos posteriores mostraram que o ensaio SCB não assegura modo III puro, tendo componentes muito significativas de modo I e modo II (Martin, 1991; Cicci e outros, 1995). Robinson e Song (1994) propuseram alterações ao dispositivo de fixação e de aplicação da carga no provete SCB, mas este continua a padecer de três deficiências fundamentais:

- atrito elevado nos referidos dispositivos;
- procedimento delicado de preparação dos provetes, que têm de ser colados a suportes de grande rigidez;
- alta rigidez do provete, que inviabiliza calibrações experimentais de flexibilidade.

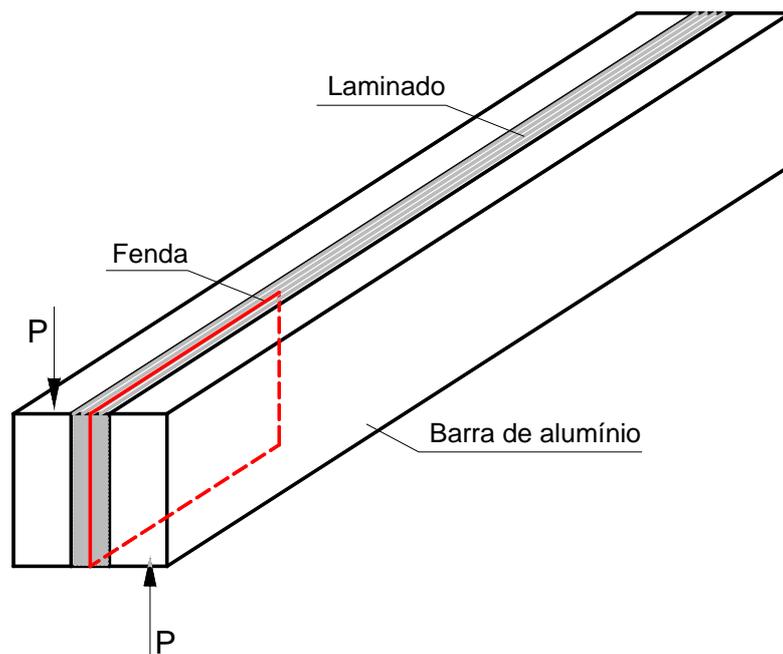


Figura 1.5-1. O ensaio “*Split Cantilever Beam*” (SCB).

Becht e Gillespie (1988) propuseram o ensaio “*Crack Rail Shear*” (CRS, figura 1.5-2) para medir  $G_{IIIc}$ . No entanto, há dificuldade em garantir a propagação simultânea das pré-fendas (Martin, 1991). Becht e Gillespie (1988) também modificaram o provete CRS para uma única fenda. Porém, em ambas as configurações, o provete CRS é demasiado rígido para o tratamento de dados pelo método da calibração da flexibilidade (Lee, 1993). Donaldson (1988) usou provetes “*Edge Delamination Tension*” (figura 1.5-3) para caracterizar a fractura de modo III. Todavia, verificou que se dava a rotura do provete quando as delaminações tinham um crescimento pequeno e não uniforme.

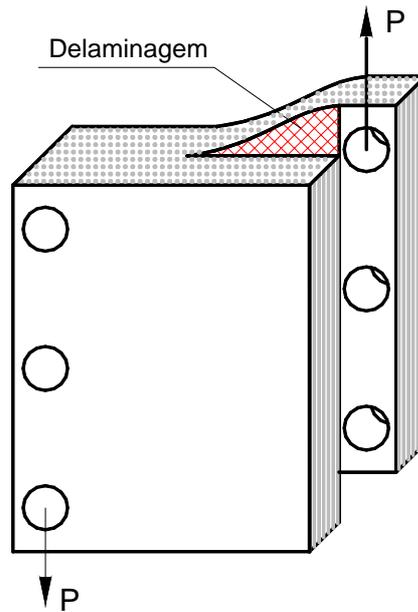


Figura 1.5-2. O ensaio “*Crack Rail Shear*” (CRS).

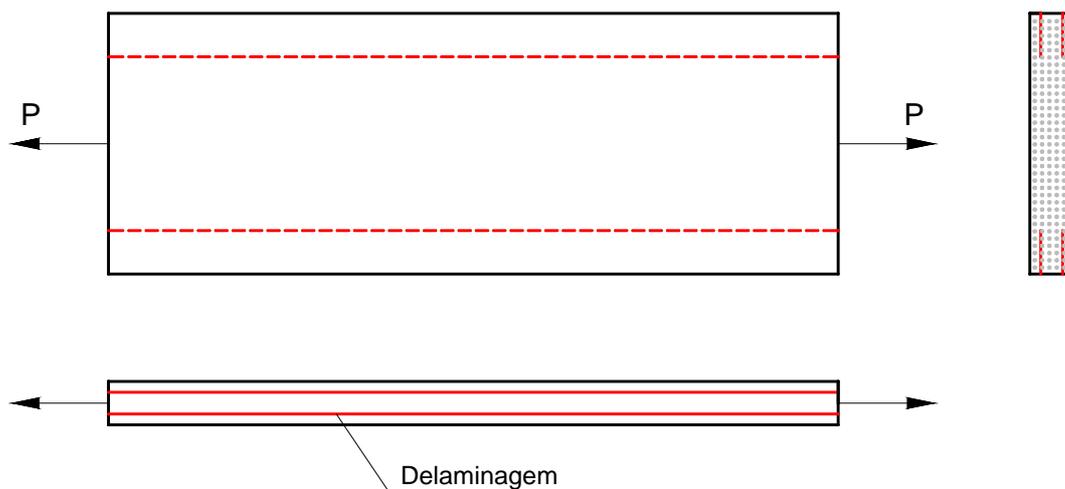


Figura 1.5-3. O ensaio “*Edge Delamination Tension*”.

Hoje em dia é evidente que o ensaio de modo III que se tem revelado mais adequado é o “*Edge Crack Torsion*” (ECT), proposto por Lee (1993) (figura 1.5-4). O provete é sujeito a um momento torçor, que se distribui pelos braços (acima e abaixo da pré-delaminação) e pela zona não delaminada. Para minimizar a possibilidade de rotura prematura à torção, os provetes têm que ser dotados de camadas a  $\pm 45^\circ$ . Lee (1993) propôs sequências de empilhamento do tipo  $[90/(\pm 45)_n/(\mp 45)_n/90]_s$  com  $n = 3$  e  $4$ , de modo a conseguir simultaneamente boa resistência à torção, simetria dos braços e que a fenda se

propagasse na direcção das fibras, tal como sucede nos ensaios de modo I e de modo II de provetes unidireccionais.

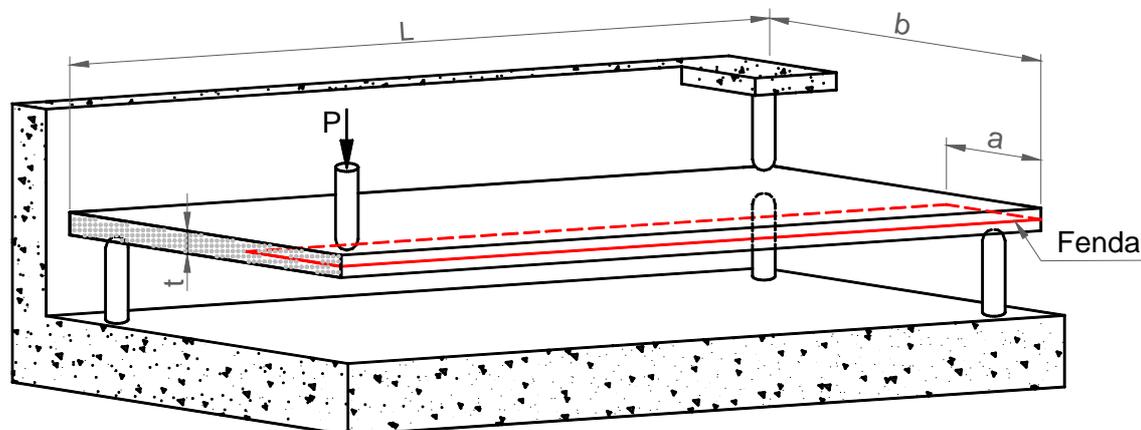


Figura 1.5-4. O ensaio “Edge Crack Torsion” (ECT).

Zhao e Wang (1998) efectuaram simulações com modelos tridimensionais de elementos finitos do provete ECT de Lee (1993), tendo verificado a existência de uma componente significativa de modo II junto aos bordos. Todavia, na zona central há modo III puro e  $G_{III}$  é aproximadamente constante, sendo de esperar que a propagação da fenda se inicie precisamente aí quando  $G_{III} = G_{IIIc}$ . No entanto, a dimensão dessa zona é bastante sensível ao número  $n$  de camadas a  $\pm 45^\circ$  e à posição exacta dos pontos de carregamento, podendo, em certos casos, representar apenas cerca de 50% da frente de delaminação (Zhao e Wang, 1998).

Para evitar aqueles efeitos, Suemasu (1999) recorreu a um dispositivo de torção para ensaiar provetes análogos aos de Lee (1993), tendo proposto uma relação simples entre  $G_{III}$ , o módulo de corte, a espessura do provete e a rotação imposta pelo dispositivo. Ensaio de provetes carbono/epóxico permitiram verificar que a propagação da delaminação era uniforme ao longo do provete, excepto nas extremidades de fixação. Este facto, associado à maior complexidade do dispositivo de ensaio, explicam que não tenha sido adoptado em nenhum trabalho posterior.

O dispositivo original de ensaios ECT foi melhorado (ASTM D30, 1999) por forma a reduzir a não linearidade nas curvas  $P-\delta$ . Na versão modificada (figura 1.5-5) a aplicação da carga é efectuada em dois pontos dispostos simetricamente. É uma situação interessante

porque o crescimento da fenda dar-se-á com metade do deslocamento verificado na configuração anterior.

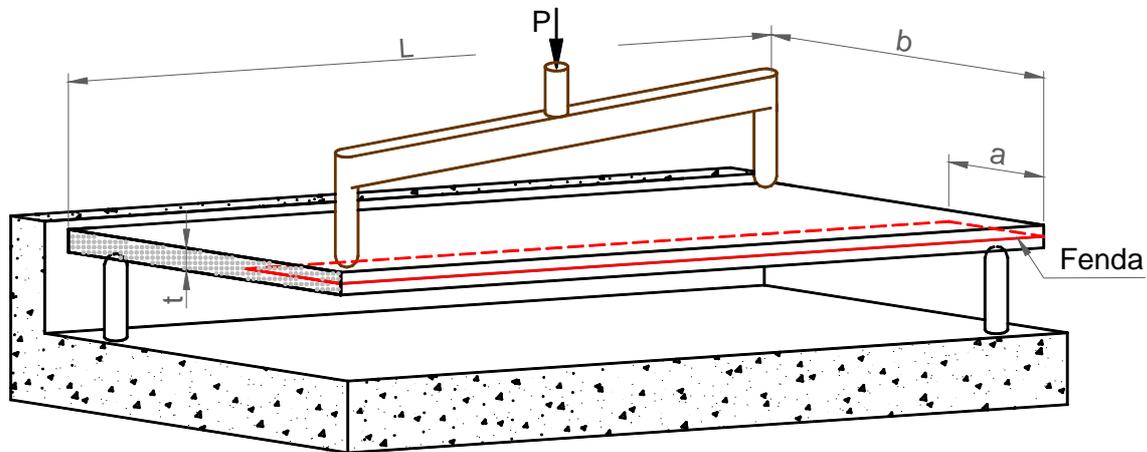


Figura 1.5-5. Novo dispositivo de ensaios ECT.

Também a sequência de empilhamento foi modificada para  $[90/0/(\pm 45)_n/(\mp 45)_n/0/90]_s$ . Todavia, ensaios realizados (Ratcliffe, 2004) em provetes vidro/epóxico e carbono/epóxico mostraram que o crescimento das delaminações nem sempre era entre as camadas centrais a  $90^\circ$ . Em alguns provetes vidro/epóxico a fenda propagou-se na interface vizinha  $0/90$ . Exames radiográficos dos provetes carbono/epóxico mostraram fissuras nas camadas a  $90^\circ$  adjacentes à delaminação, que se iniciavam a partir do filme. Além disso, os valores de  $G_{IIIc}$  de iniciação aumentaram com o comprimento da fenda  $a$ . Naturalmente, estes factos colocam causa a validade dos  $G_{IIIc}$  medidos.

De referir ainda algumas dificuldades no tratamento de dados conducente à obtenção de  $G_{IIIc}$ . O método desenvolvido por Lee (1993) baseia-se na Teoria Clássica dos Laminados (TCL), que não tem em conta o corte transversal. Trata-se de uma limitação importante, face às espessuras elevadas que os provetes devem possuir. Por outro lado, a análise rigorosa dos provetes ECT requer métodos numéricos (Liao e Sun, 1996). A alternativa mais viável seria a calibração experimental da flexibilidade, mas o provete ECT não permite fazê-lo, dado que é impossível variar o comprimento da fenda por reposicionamento do provete e porque a propagação da fenda é instável e não uniforme. Por conseguinte, têm sido utilizados provetes com comprimentos de fenda diferentes para obter dados a ajustar pela equação (Li e outros, 1997a)

$$\frac{1}{C} = A \left( 1 - m \frac{a}{b} \right) \quad (1.5-1)$$

que possibilita depois a obtenção de  $G_{IIIc}$  através de

$$G_{IIIc} = \frac{mP^2C}{2Lb \left( 1 - m \frac{a}{b} \right)} \quad (1.5-2)$$

Onde  $b$  e  $L$  estão definidos na figura 1.5-4,  $C$  é a flexibilidade para o comprimento de fenda  $a$ , e  $A$  e  $m$  são constantes a determinar por regressão linear. É evidente que, para além de muito dispendiosa, esta solução não será particularmente rigorosa, dadas as variações de provete para provete.

Ensaio realizados por Lee (1993) e por Li e outros (1997a) de provetes carbono/epóxico  $[90/(\pm 45)_n/(\mp 45)_n/90]_s$  com  $n = 3$  e  $4$ , mostraram valores de  $G_{IIIc}$  significativamente mais altos do que os  $G_{IIc}$  medidos através de ensaios ENF de provetes unidireccionais. Por seu turno, Liao e Sun (1996) ensaiaram provetes carbono/epóxico  $[(0/90)_9/0//90/(90/0)_{10}]$ ,  $[(\pm 15)_7/15// -15/(\mp 15)_8]$ ,  $[(\pm 15)_9/15// -15/(\mp 15)_{10}]$  e  $[(\pm 45)_9/45// -45/(\mp 45)_{10}]$  onde “//” designa a delaminação inicial. Na maior parte dos provetes observaram uma propagação uniforme da fenda. Os  $G_{IIIc}$  medidos foram praticamente independentes da orientação das camadas de delaminação, tendo os referidos autores alegado que se trataria por isso de uma propriedade do compósito. Li e outros (2004) efectuaram ensaios ECT em laminados vidro/epóxico  $[90/(\pm 45)_4/(\mp 45)_4/90]_s$  de alto teor de fibra ( $V_f = 56\%$ ) e  $[90/(\pm 45)_5/(\mp 45)_5/90]_s$  de baixo teor de fibra ( $V_f = 26\%$ ). Observaram que  $G_{IIIc}$  de iniciação aumentava significativamente com a diminuição do teor de fibra. O maior valor de  $G_{IIIc}$  de iniciação do laminado de baixo teor de fibra foi atribuído à maior dissipação de energia por plastificação localizada da resina antes da propagação da fenda. Todavia, as superfícies de fractura revelaram fendas intralaminares nas camadas a  $90^\circ$  adjacentes ao plano de delaminação, sendo particularmente numerosas no laminado de menor teor de fibra (Li e outros, 2004). Naturalmente, isto põe em causa a validade dos  $G_{IIIc}$  medidos, neste caso inferiores aos  $G_{IIc}$  obtidos num estudo prévio dos mesmos autores (Baizeau e outros, 1996).

## 1.6. CONCLUSÃO

A revisão bibliográfica realizada mostrou que, apesar dos muitos estudos já apresentados e das normas existentes, há ainda vários aspectos a esclarecer em relação à medição da resistência à delaminação dos materiais compósitos. De facto, mesmo nos laminados unidireccionais, subsistem questões relativas à definição da iniciação e aos métodos de ensaio. Por outro lado, o estado da arte está muito menos desenvolvido para os laminados multidireccionais, que são precisamente os mais usados nas aplicações estruturais. Na realidade, os resultados apresentados são frequentemente contraditórios e de validade discutível, face a fenómenos espúrios associados à propagação das fendas.

São portanto evidentes as razões para que este trabalho tenha tido por objecto de estudo os laminados multidireccionais. O objectivo principal foi estudar de forma sistemática a influência da orientação das camadas adjacentes à delaminação na tenacidade. Atendendo à importância prática e às metodologias de ensaios desenvolvidas, foram tratadas as solicitações de modo I, modo II e de modo misto I+II. No primeiro caso, optou-se obviamente pelo ensaio DCB. Relativamente ao modo II, escolheu-se o ensaio ENF devido à sua simplicidade, característica que se considerou particularmente vantajosa face aos problemas que os laminados multidireccionais colocam. De facto, entendeu-se que a inviabilidade de obtenção da curva  $R$  de modo II não seria uma limitação particularmente importante no actual estado da arte, até porque os estudos com provetes unidireccionais nem sempre confirmaram a sua existência. No que diz respeito ao modo misto I+II, a revisão bibliográfica mostrou claramente que o ensaio MMB é o mais apropriado.

Finalmente, é de salientar que, antes de realizar o estudo experimental, se procedeu a análises por elementos finitos no intuito de evitar problemas que podem existir nos ensaios de provetes multidireccionais. As referidas análises são seguidamente descritas.

## CAPÍTULO 2

# ANÁLISE E SELECÇÃO DAS AMOS- TRAS

### 2.1. MATERIAIS E SEQUÊNCIAS DE EMPILHAMENTO

Neste trabalho foram utilizados provetes obtidos de placas produzidas a partir de dois pré-impregnados fornecidos pela Texipreg:

- carbono/epóxico unidireccional, referência HS 160 REM;
- vidro/epóxico com reforço sob a forma de tecido bidireccional tipo *crowsfoot satin* (possui 20 % de fibras na direcção transversal), referência EE190ET442.

As tabelas 2.1-1 e 2.1-2 apresentam as propriedades termoelásticas utilizadas nos cálculos. As propriedades elásticas no plano, ou seja,  $E_1$ ,  $E_2$ ,  $\nu_{12}$  e  $G_{12}$ , foram medidas em ensaios experimentais de acordo com as normas ASTM D 3039M (1997) e ASTM D 3518 (1997). As restantes propriedades foram obtidas atendendo à hipótese de isotropia transversal do compósito carbono/epóxico e a valores disponíveis nas referências para materiais semelhantes ao vidro/epóxico (Hodgkinson, 2000). Para avaliar o efeito das tensões residuais nas medições das tenacidades, considerou-se uma variação de temperatura de 100°C, que corresponde à diferença entre a temperatura de cura e a temperatura ambiente. Naturalmente, trata-se de uma estimativa pessimista dos efeitos das

tensões residuais, dado o carácter gradual da consolidação e os acentuados efeitos viscoelásticos a temperaturas elevadas.

Tabela 2.1-1: Propriedades elásticas da camada.

Laminado	$E_1$	$E_2$	$E_3$	$\nu_{12}$	$\nu_{13}$	$\nu_{23}$	$G_{12}$	$G_{13}$	$G_{23}$
	[GPa]	[GPa]	[GPa]				[GPa]	[GPa]	[GPa]
Carbono/epóxico	130	8,2	8,2	0,27	0,27	0,41	4,1	4,1	2,91
Vidro/epóxico	33	19	8	0,17	0,33	0,33	4,8	3	3

Tabela 2.1-2: Coeficientes de dilatação térmica da camada.

Laminado	$\alpha_1[1/^\circ\text{C}]$	$\alpha_2[1/^\circ\text{C}]$	$\alpha_3[1/^\circ\text{C}]$
Carbono/epóxico	$-0,1 \times 10^{-6}$	$26 \times 10^{-6}$	$26 \times 10^{-6}$
Vidro /epóxico	$8 \times 10^{-6}$	$20 \times 10^{-6}$	$24 \times 10^{-6}$

Os provetes foram definidos de modo a terem delaminagens em interfaces:

- 0/0, que é a interface igual à dos provetes unidireccionais normalizados;
- 0/ $\theta$  e  $\theta$ /- $\theta$ , sendo  $\theta$  um ângulo variável, dado que estas interfaces são representativas dos compósitos estruturais e por haver já alguns resultados disponíveis na literatura.

Concretamente, as sequências de empilhamento escolhidas foram:

- $[(0_2/90)_6/0_2// (0_2/90)_6/0_2]$ ;
- $[(0_2/90)_6/0_2// \theta(0_2/90)_6/0_2]$  com  $\theta=22,5^\circ, 45^\circ, 67,5^\circ$  e  $90^\circ$ ;
- $[(0_2/90)_6/0_2// \theta/-\theta(0_2/90)_6/0_2]$  com  $\theta=15^\circ, 30^\circ$  e  $45^\circ$ ;

onde // marca a posição do filme de delaminagem. Nos parágrafos seguintes, os provetes são denominados pela sua interface de delaminagem, ou seja 0/0, 0/ $\theta$  e  $\theta$ /- $\theta$ . Em todos os provetes usaram-se blocos  $[(0_2/90)_6/0_2]$  de 20 camadas em ambos os braços, com os objectivos de:

- dar a necessária espessura ao provete para evitar grandes deslocamentos, deformações plásticas generalizadas e dano intralaminar;
- reduzir os acoplamentos elásticos indesejáveis, discutidos em 1.2.2; a tabela 2.1-3 mostra que os valores do parâmetro  $D_c$  são de facto muito baixos.

Tabela 2.1-3. Valores do parâmetro  $D_c$  dos provetes escolhidos.

Provete	0/0	0/22,5	0/45	0/67,5	0/90	15/-15	30/-30	45/-45
Vidro/epóxico	0,016	0,021	0,027	0,021	0,016	0,018	0,024	0,027
Carbono/epóxico	0,001	0,005	0,010	0,004	0,001	0,003	0,008	0,010

De salientar a opção por provetes 0/0 com os blocos  $[(0_2/90)_6/0_2]$ , em vez dos  $[0]_n$  normalizados. Deste modo procurou-se que as diferenças de tenacidade resultassem essencialmente do efeito da interface e não de alterações de propriedades dos laminados. Não obstante, atendendo à natureza dos provetes seleccionados, nomeadamente a assimetria existente em alguns casos, considerou-se essencial uma análise preliminar por elementos finitos.

## 2.2. ANÁLISE DOS PROVETES DCB

A figura 2.2-1 representa esquematicamente o provete DCB, cujas dimensões se encontram na tabela 2.2-1. Refira-se que o valor da espessura total  $2h$  resulta de uma espessura nominal de camada  $t = 0,15$  mm.

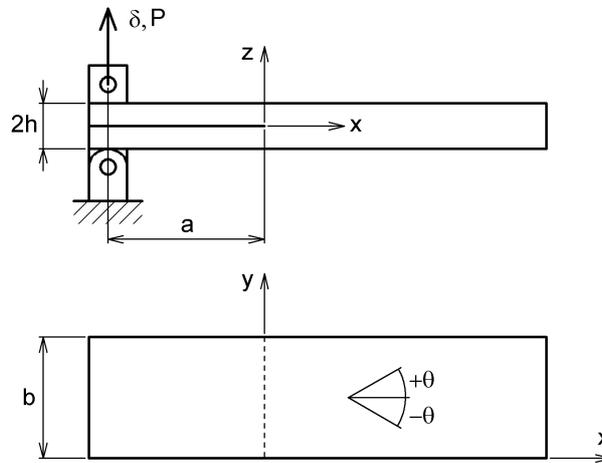


Figura 2.2-1: Provete DCB.

Tabela 2.2-1: Dimensões dos provetes DCB.

Interface	$2h$ [mm]	Comprimento total [mm]	$a$ [mm]	$b$ [mm]
0/0	6,0	270	70-160	20
0/ $\theta$	6,15			
$\theta$ / $-\theta$	6,3			

Os modelos foram construídos com o programa ABAQUS® usando elementos tridimensionais de 8 nós e integração reduzida (C3D8R). A figura 2.2-2 mostra as condições fronteira impostas na simulação. Todos os nós da aresta inferior do provete estão fixos segundo os eixos  $x$  e  $z$  ( $u = 0, w = 0$ ). Um dos nós da extremidade dessa aresta foi impedido de se mover segundo  $y$  ( $v = 0$ ) para evitar o movimento de corpo rígido do provete. Nos nós da aresta superior é aplicado o deslocamento  $w$  e imposto  $u = 0$ .

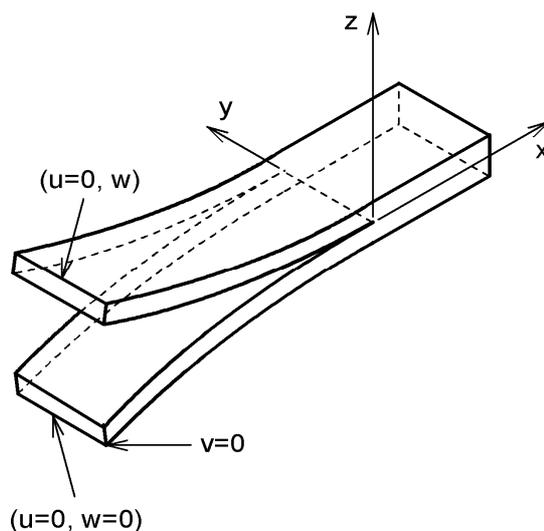


Figura 2.2-2: Esquema do modelo DCB e das condições fronteira.

A figura 2.2-3 exemplifica uma malha de elementos finitos e inclui uma ampliação junto à extremidade da fenda. Nos modelos foram utilizados elementos multi-camada, que permitem ao utilizador definir o material, a espessura e a orientação de cada camada, bem como o número de pontos de integração por camada. Neste caso, verificou-se que o nível de refinamento empregue e a utilização de um ponto de integração por camada permitia modelar rigorosamente o comportamento à flexão e ao corte transversal com um peso computacional aceitável (2 min. de tempo de cálculo num *PC* Pentium 4 a 2,4 GHz). Por outro lado, foi necessário efectuar um refinamento da malha junto à frente da fenda, através da diminuição do tamanho dos elementos e de duplicações do seu número na direcção da largura e da espessura (ver figura 2.2-3), usando para tal as chamadas *multi-point constraints* (MPC) do programa ABAQUS®. De salientar que os elementos mais próximos da frente da fenda são de facto mono-camada. De forma a evitar pequenas oscilações numéricas associadas à singularidade, esses elementos foram do tipo C3D8I, ditos de “modos incompatíveis”.

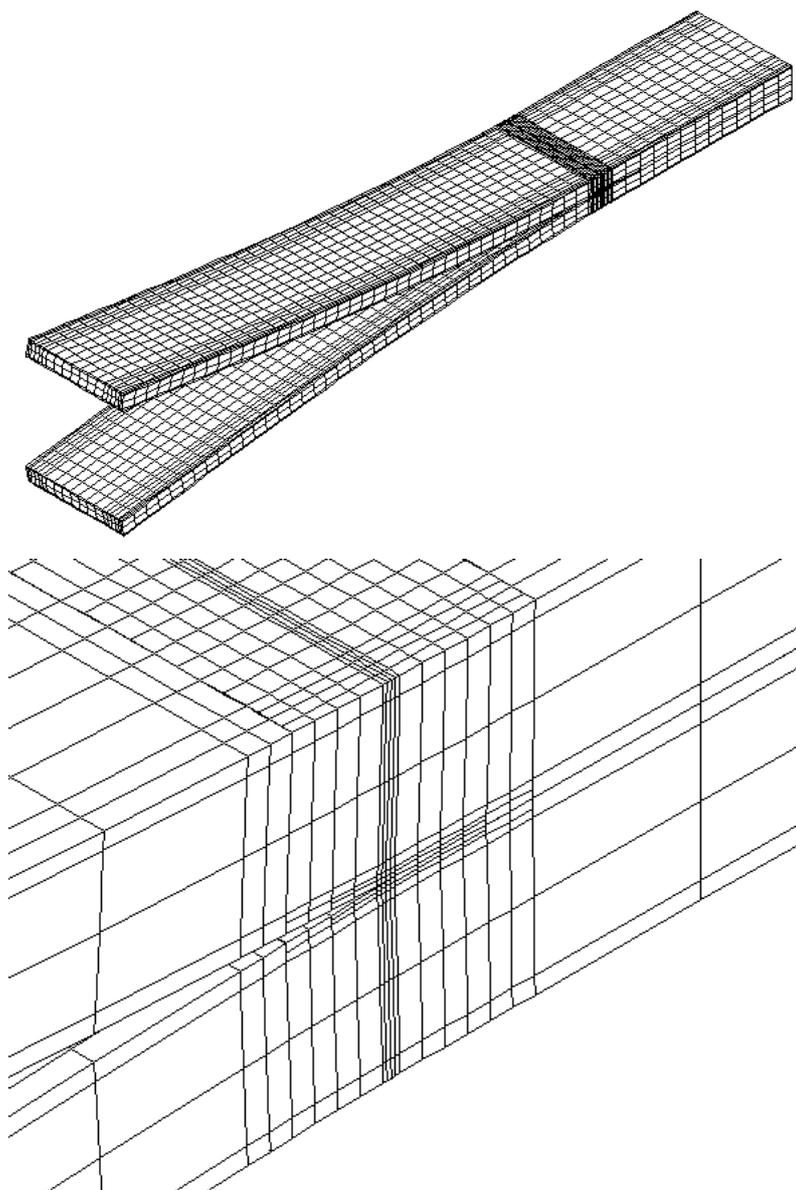


Figura 2.2-3: Modelo de elementos finitos do provete DCB, incluindo a ampliação da zona da ponta da fenda.

O elevado nível de refinamento local dos modelos proporcionou a obtenção de resultados rigorosos para as componentes  $G_I$ ,  $G_{II}$  e  $G_{III}$  da taxa de libertação de energia  $G$  através da técnica do fecho virtual da fenda (*virtual crack closure technique* – VCCT) (Rybicki e Kaninnen, 1977; Kaninnen e Popelar, 1985). As fórmulas empregues são dadas em (Krueger, 2002). Uma vez que a VCCT não é uma funcionalidade disponível no programa ABAQUS<sup>®</sup> (versões 6.3 e 6.4), foi desenvolvido um programa em Fortran que

efectua os cálculos das componentes de  $G$  a partir dos ficheiros de resultados de forças e deslocamentos em nós. O valor do incremento virtual da fenda usado foi  $\Delta a = t/2 = 0,075$  mm, não se tendo verificado alterações significativas na partição de modos com  $\Delta a = t$  e  $2t$ . Isto mostrou a pouca relevância da natureza oscilatória do campo de tensões na vizinhança de delaminagens entre camadas de diferentes orientações (ver secção 1.2.2.).

Relativamente aos modelos empregues, há que referir que os elementos quadráticos de 20 nós permitem modelar o comportamento à flexão com malhas menos refinadas. Todavia, a utilização de elementos multi-camada aumenta significativamente o número de pontos de integração e, conseqüentemente, o peso computacional. Além disso, a variação do tamanho dos elementos ao longo da largura do provete causa algumas ambiguidades na aplicação da VCCT, surgindo oscilações no cálculo das taxas de libertação de energia (Krueger, 2002). Não obstante, para efeitos de verificação, utilizaram-se alguns modelos construídos com elementos de 20 nós (C3D20R) em que o tamanho dos elementos na direcção da largura foi constante (figura 2.2-4).

Os resultados apresentados seguidamente referem-se aos provetes 0/0, 0/45, 0/90 e 45/-45, pois estes são os casos limite para os problemas associados aos acoplamentos elásticos. As figuras 2.2-5 e 2.2-6 mostram o rácio  $G_1/G$  ao longo da largura dos provetes vidro/epóxico e carbono/epóxico, respectivamente. Verifica-se claramente um estado de modo I quase puro em todas as orientações dos provetes vidro/epóxico. A prevalência de modo I também é notória para os provetes carbono/epóxico, sendo que, em termos médios,  $G_1$  nunca é inferior a 97,5% de  $G$ .

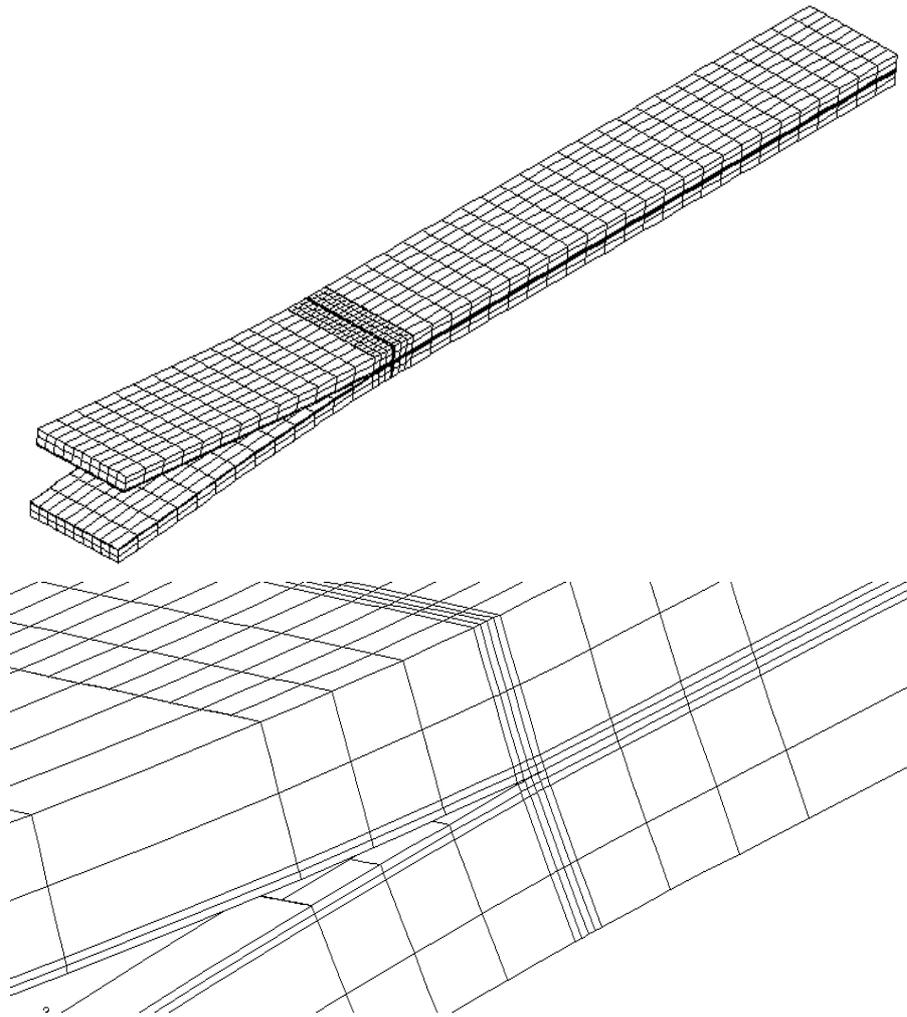


Figura 2.2-4: Modelo de elementos finitos do provete DCB construído com elementos de 20 nós, incluindo a ampliação da zona da frente da fenda.

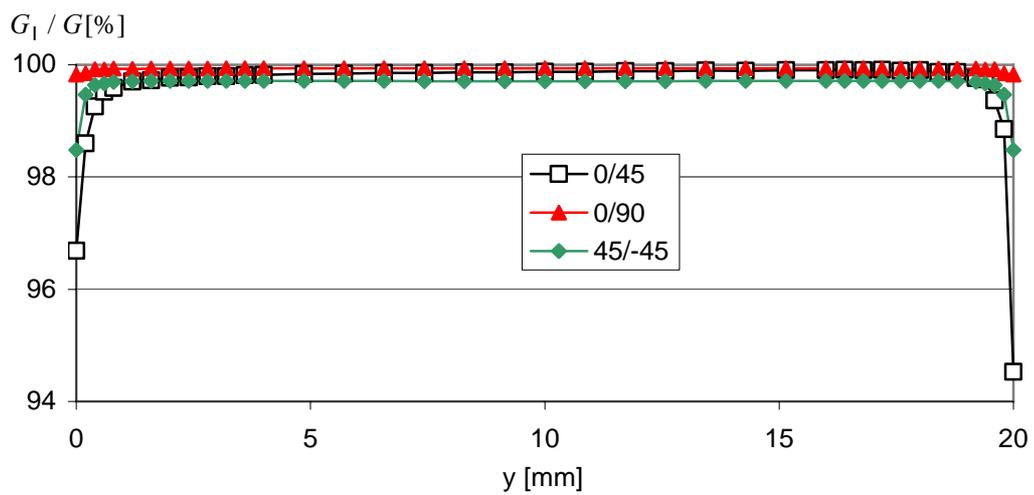


Figura 2.2-5: Distribuições da fracção de modo I ao longo da largura dos provetes DCB vidro/epóxico. Nos provetes 0/0  $G_1/G$  é obviamente 100%.

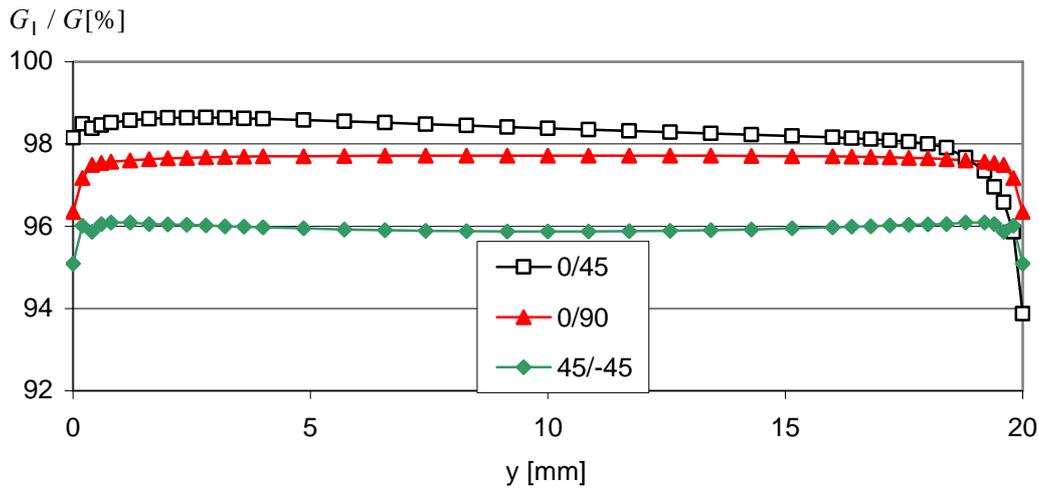


Figura 2.2-6: Distribuições da fração de modo I ao longo da largura dos provetes DCB carbono/epóxico. Nos provetes 0/0  $G_I/G$  é obviamente 100%.

Por outro lado, a distribuição de  $G_I$  ao longo da largura do provete vidro/epóxico apresenta a tendência usual para o desenvolvimento de frentes de delaminação curvas (figura 2.2-7). No caso do carbono/epóxico (figura 2.2-8), essa tendência não é tão acentuada, o que se deve aos menores efeitos anticlásticos cuja magnitude é quantificada por  $D_c$  (ver tabela 2.1-3). Por outro lado, há assimetria na distribuição de  $G_I$  nos provetes 0/45, mas esta é muito ligeira.

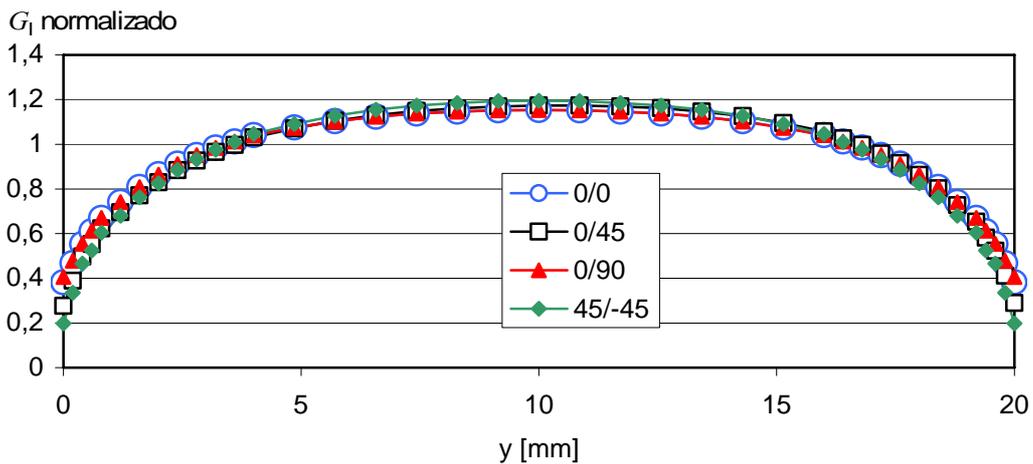


Figura 2.2-7: Distribuições de  $G_I$  normalizado pelo valor médio ao longo da largura dos provetes DCB vidro/epóxico.

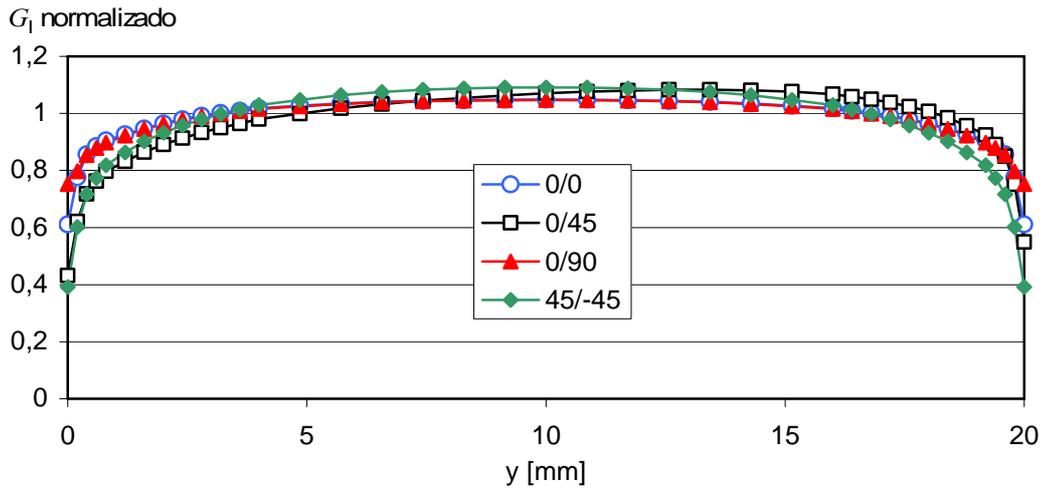


Figura 2.2-8: Distribuições de  $G_I$  normalizado pelo valor médio ao longo da largura dos provetes DCB carbono/epóxico.

Através de um estudo que envolveu análises por elementos finitos com modelos de dano progressivo, Moraes e outros (2003) mostraram que o rigor nas medições de  $G_{Ic}$  pode ser aferido através da comparação de  $G_I$  médio obtido pela VCCT com os resultados da teoria das vigas corrigida (TVC). De forma a avaliar a aplicabilidade da TVC, construíram-se modelos com vários comprimentos de fenda  $a$ . Os valores da carga  $P$  e do deslocamento  $\delta$  obtidos nas simulações numéricas foram processados com a TVC (equações 1.2-1 e 1.2-2 da secção 1.2.1). Os coeficientes de correlação das regressões  $C^{1/3}$  versus  $a$  foram praticamente iguais a 1. Os módulos de flexão estimados pela equação (1.2-2) estão em boa concordância com os valores previstos pela TCL (tabelas 2.2-2 e 2.2-3). Notar que, no caso dos provetes com braços desiguais, o módulo de flexão aparente foi calculado a partir da expressão

$$\frac{2}{E_f (2h)^3} = \frac{1}{E_{f_1} h_1^3} + \frac{1}{E_{f_2} h_2^3} \quad (2.2-1)$$

onde  $h_i$  e  $E_{f_i}$  são a espessura e o módulo à flexão da TCL de cada braço, respectivamente. Finalmente, os valores de  $G_I$  obtidos da equação (1.2-1) foram confrontados com os valores médios ao longo da largura calculados pela VCCT, tendo-se obtido erros bastante pequenos (tabelas 2.2-2 e 2.2-3). Por conseguinte, concluiu-se que a TVC é um método de tratamento de dados suficientemente rigoroso.

Tabela 2.2-2: Aplicação da teoria das vigas corrigida (TVC) aos resultados das análises por elementos finitos dos provetes vidro/epóxico. Os valores de  $G_I$  foram normalizados por  $3P\delta / (2ba)$ .

Provete	$a$ [mm]	Flexibilidade		Módulo à flexão		Taxa de libertação de energia	
		$C$ [mm/N]	Erro [%]	$E_f$ [GPa]	Erro [%]	$G_I$ (normalizado)	Erro [%]
0/0	70	0,197	0,004	29,68	-1,68	0,9539	1,34
	100	0,552	-0,011	29,67	-1,70	0,9673	1,31
	130	1,185	0,010	29,68	-1,68	0,9746	1,33
	160	2,178	-0,003	29,67	-1,70	0,9793	1,32
0/45	70	0,189	-0,009	28,71	-1,57	0,9538	1,51
	100	0,529	0,005	28,72	-1,54	0,9672	1,51
	130	1,137	0,007	28,72	-1,53	0,9746	1,51
	160	2,089	-0,005	28,72	-1,54	0,9793	1,50
0/90	70	0,188	-0,011	28,88	-0,93	0,9535	1,42
	100	0,527	0,001	28,89	-0,90	0,9670	1,40
	130	1,131	0,017	28,89	-0,88	0,9744	1,40
	160	2,078	-0,009	28,89	-0,90	0,9791	1,37
45/-45	70	0,188	3,815	27,91	-1,33	0,9533	1,58
	100	0,527	3,820	27,91	-1,33	0,9668	1,58
	130	1,131	3,808	27,91	-1,35	0,9743	1,56
	160	2,078	3,821	27,91	-1,34	0,9790	1,58

Os erros em  $C$ ,  $E_f$  e  $G_I$  foram obtidos por  $\frac{C(\text{TVC}) - C(\text{EF})}{C(\text{EF})} \cdot 100$ ,  $\frac{E_f(\text{TVC}) - E_f(\text{TCL})}{E_f(\text{TCL})} \cdot 100$  e  $\frac{G_I(\text{TVC}) - G_I(\text{VCCT})}{G_I(\text{VCCT})} \cdot 100$ ,

respectivamente.

Tabela 2.2-3: Aplicação da teoria das vigas corrigida (TVC) aos resultados das análises por elementos finitos dos provetes carbono/epóxico. Os valores de  $G_I$  foram normalizados por  $3P\delta / (2ba)$ .

Provete	$a$ [mm]	Flexibilidade		Módulo à flexão		Taxa de libertação de energia	
		$C$ [mm/N]	Erro [%]	$E_f$ [GPa]	Erro [%]	$G_I$ (normalizado)	Erro [%]
0/0	70	0,063	-0,001	101,07	-0,53	0,9283	1,65
	100	0,172	-0,002	101,07	-0,53	0,9487	1,65
	130	0,364	0,004	101,07	-0,52	0,9601	1,68
	160	0,663	-0,002	101,07	-0,53	0,9673	1,68
0/45	70	0,062	0,001	95,36	-1,17	0,9288	3,35
	100	0,169	0,001	95,36	-1,17	0,9490	3,35
	130	0,358	-0,005	95,35	-1,18	0,9603	3,36
	160	0,652	0,002	95,36	-1,17	0,9675	3,39

Tabela 2.2-3: (continuação)

Provete	<i>a</i> [mm]	Flexibilidade		Módulo à flexão		Taxa de libertação de energia	
		<i>C</i> [mm/N]	Erro [%]	<i>E<sub>f</sub></i> [GPa]	Erro [%]	<i>G<sub>I</sub></i> (normalizado)	Erro [%]
0/90	70	0,062	0,018	94,48	0,12	0,9282	3,94
	100	0,171	-0,023	94,44	0,08	0,9486	3,92
	130	0,362	0,006	94,47	0,11	0,9600	3,97
	160	0,659	0,001	94,47	0,10	0,9672	3,99
45/-45	70	0,061	-0,028	89,94	-2,07	0,9294	5,64
	100	0,166	0,029	89,99	-2,02	0,9495	5,82
	130	0,352	0,002	89,97	-2,04	0,9607	5,89
	160	0,643	-0,007	89,96	-2,05	0,9678	5,95

Os erros em *C*, *E<sub>f</sub>* e *G<sub>I</sub>* foram obtidos por  $\frac{C(TVC)-C(EF)}{C(EF)} \cdot 100$ ,  $\frac{E_f(TVC)-E_f(TCL)}{E_f(TCL)} \cdot 100$  e  $\frac{G_I(TVC)-G_I(VCCT)}{G_I(VCCT)} \cdot 100$ ,

respectivamente.

O efeito das tensões residuais (TR) em *G<sub>I</sub>* foi calculado com os modelos de elementos finitos realizando um passo de carga inicial correspondente a uma diminuição de temperatura de 100°C. A tabela 2.2-4 mostra que a influência das tensões residuais nos provetes vidro/epóxico e carbono/epóxico não é relevante, mesmo para *G<sub>I</sub>* médio da ordem dos 100 J/m<sup>2</sup>, que é muito inferior ao *G<sub>Ic</sub>* esperado.

Tabela 2.2-4: Influência das tensões residuais (TR) em *G<sub>I</sub>* médio. Os valores obtidos pela VCCT foram

normalizados por  $3P\delta / (2ba)$  e o erro foi definido como  $\frac{G_I(\text{com TR}) - G_I(\text{sem TR})}{G_I(\text{sem TR})}$ .

Provete	vidro/epóxico			carbono/epóxico		
	<i>G<sub>II</sub></i> (normalizado)		Erro [%]	<i>G<sub>II</sub></i> (normalizado)		Erro [%]
sem TR	com TR	sem TR		com TR		
0/45	0,953	0,955	0,27	0,918	0,929	1,19
0/90	0,954	0,946	-0,84	0,913	0,913	0,02
45/-45	0,950	0,956	0,69	0,898	0,936	4,32

Perante os resultados obtidos, concluiu-se que os provetes escolhidos eram adequados para os ensaios DCB.

## 2.3 ANÁLISE DOS PROVETES ENF

Os provetes ENF carbono/epóxico e vidro/epóxico, representados na figura 2.3-1, tinham largura e espessuras nominais idênticas às dos provetes DCB (tabela 2.2-1). As restantes dimensões adoptadas foram comprimento inicial da fenda  $a = 25$  mm, vão  $2L = 100$  mm e comprimento total 220 mm.

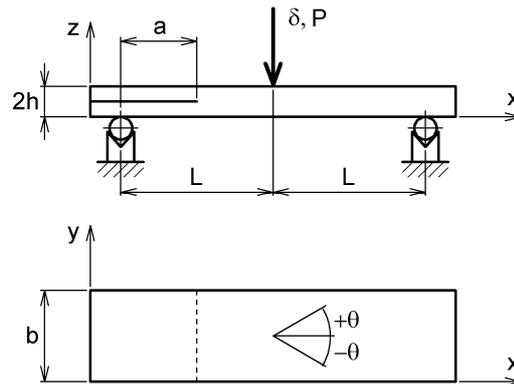


Figura 2.3-1: Provete ENF.

Os modelos foram também construídos no programa ABAQUS<sup>®</sup> usando elementos tridimensionais de 8 nós e integração reduzida (C3D8R), conforme exemplificado na figura 2.3-2. A figura 2.3-3 mostra as condições fronteira impostas na simulação. Todos os nós que definem as duas linhas dos apoios (vão  $2L$ ) estão fixos segundo  $z$  ( $w = 0$ ). Para evitar movimentos de corpo rígido do provete, dois nós no bordo frontal estão constrangidos segundo  $y$  ( $v = 0$ ) e uma das linhas de apoio tem os nós fixos em  $x$  ( $u = 0$ ). Nos nós centrais da face superior do provete é aplicado o deslocamento  $w$ . As faces dos elementos correspondentes à delaminação inicial foram definidas como sendo superfícies de contacto, de modo a evitar interpenetração dos braços do provete.

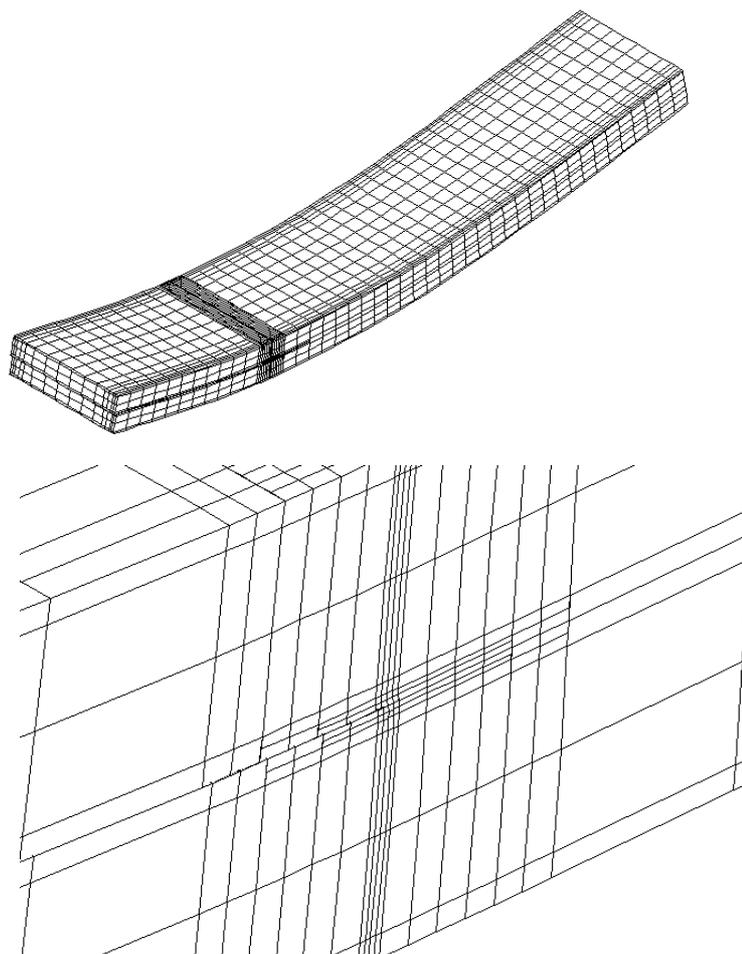


Figura 2.3-2: Modelo de elementos finitos do provete ENF, incluindo uma ampliação da área próxima da ponta da fenda.

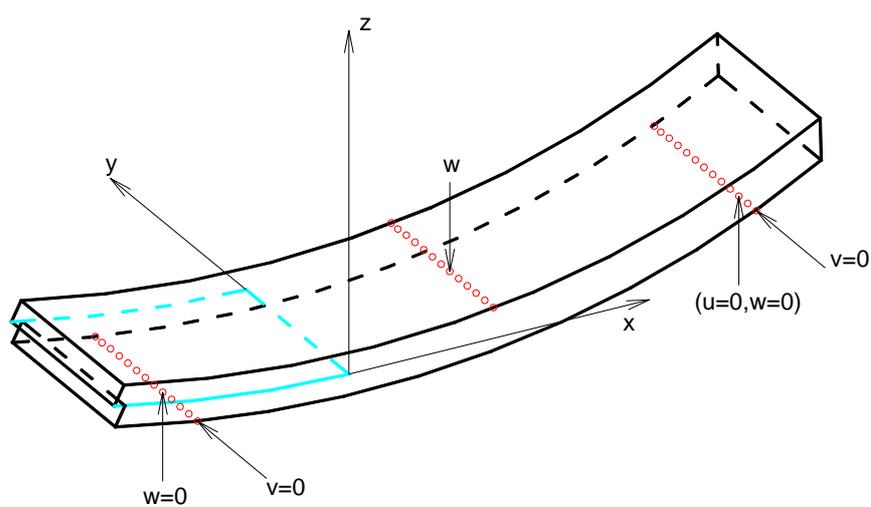


Figura 2.3-3: Esquema do modelo ENF e das condições fronteira.

Tal como na secção anterior, as componentes  $G_I$ ,  $G_{II}$  e  $G_{III}$  da taxa de libertação de energia  $G$  foram obtidas pela VCCT. Pelas razões já referidas, os parágrafos seguintes apresentam apenas resultados para os provetes 0/0, 0/45, 0/90 e 45/-45. Nas figuras 2.3-4 e 2.3-5 são apresentadas as distribuições de  $G_{II}$  ao longo da largura dos provetes vidro/epóxico e carbono/epóxico, respectivamente.

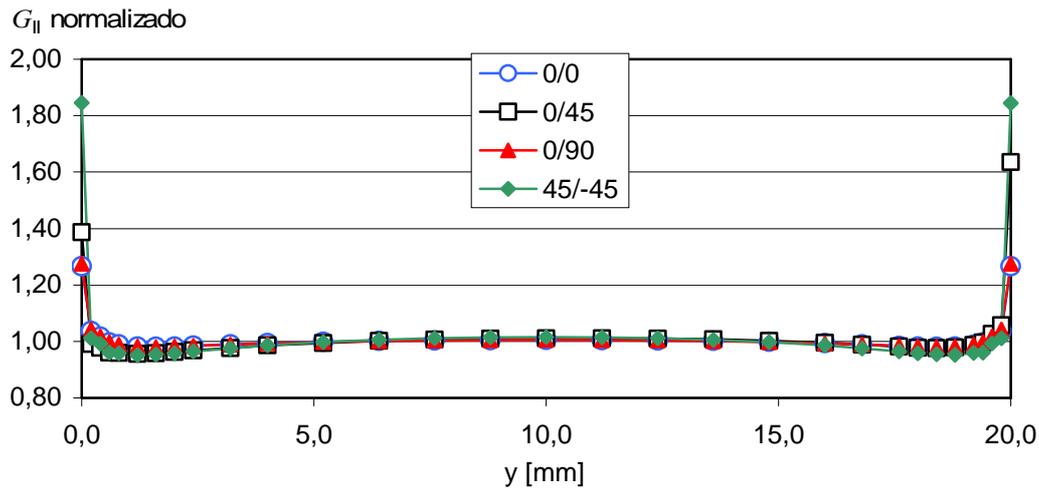


Figura 2.3-4: Distribuições de  $G_{II}$  normalizado pelo valor médio ao longo da largura dos provetes vidro/epóxico.

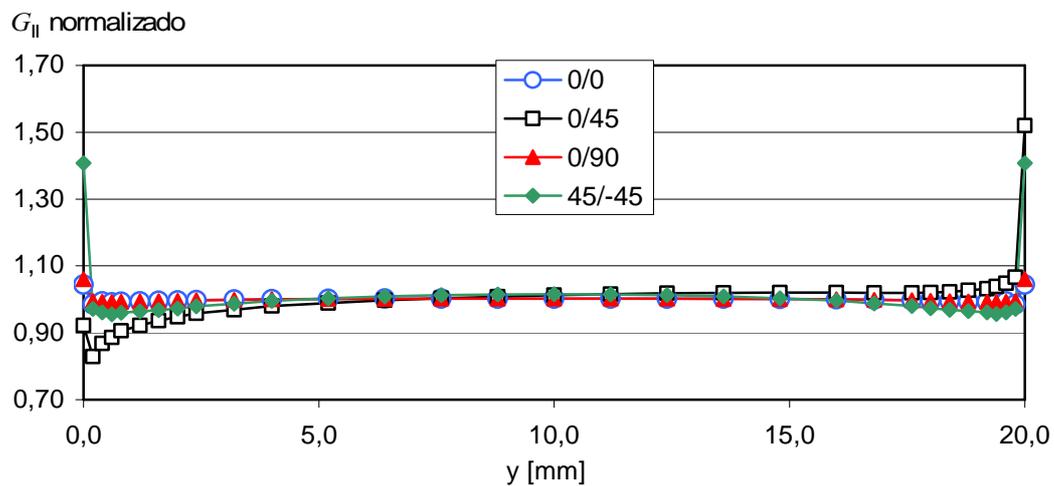


Figura 2.3-5: Distribuições de  $G_{II}$  normalizado pelo valor médio ao longo da largura dos provetes carbono/epóxico.

Exceptuando efeitos muito localizados nas extremidades dos provetes, estas distribuições são quase uniformes. O pior caso é o dos provetes carbono/epóxico 0/45, cuja distribuição

de  $G_{II}$  é ligeiramente assimétrica. No entanto, só a menos de 1 mm das extremidades do provete o valor de  $G_{II}$  difere mais de 10% da média.

As figuras 2.3-6 e 2.3-7 representam a fracção de modo II,  $G_{II}/G$ , ao longo da largura dos provetes vidro/epóxico e carbono/epóxico, respectivamente. Pode-se verificar a clara prevalência de modo II em ambos os casos.

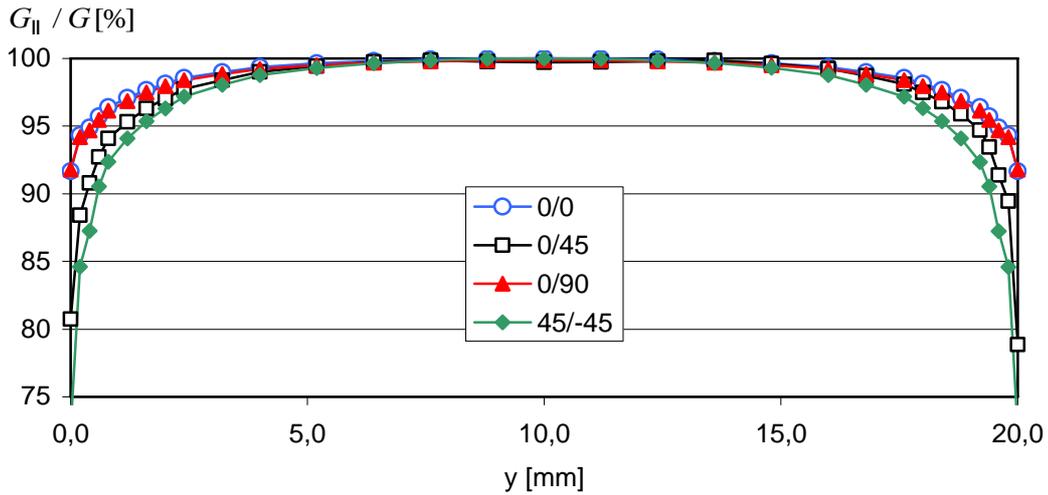


Figura 2.3-6: Distribuições da fracção de modo II ao longo da largura dos provetes ENF vidro/epóxico.

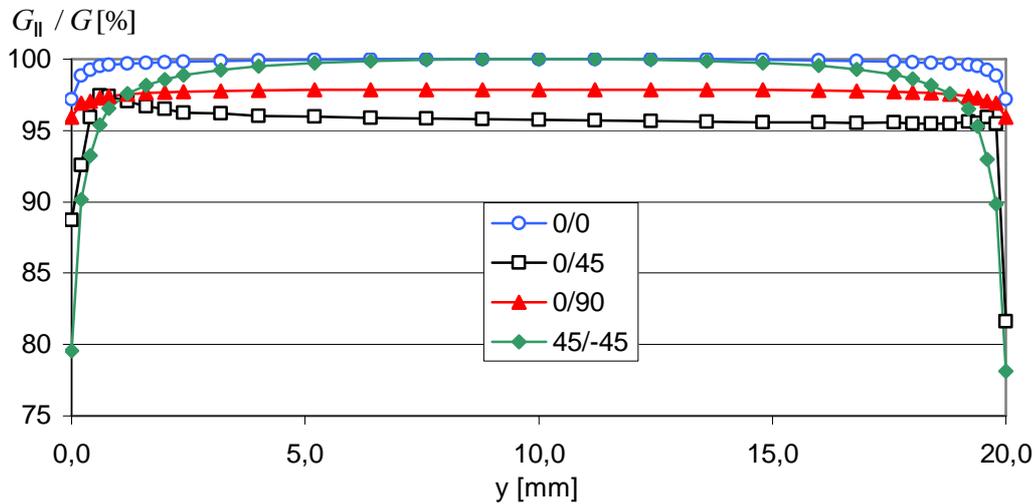


Figura 2.3-7: Distribuições da fracção de modo II ao longo da largura dos provetes ENF carbono/epóxico.

Relativamente às componentes espúrias, verificou-se que  $G_I$  era extremamente pequeno (figuras 2.3-8 e 2.3-9) enquanto  $G_{III}$  atingia percentagens significativas de  $G$  apenas numa zona muito próxima dos bordos, decrescendo rapidamente para zero na zona

central (figuras 2.3-10 e 2.3-11). Além disso, apesar dos poucos estudos experimentais realizados (Li e outros, 1997a; Ratcliffe, 2004), tudo indica que  $G_{IIIc}$  seja superior a  $G_{IIc}$ , pelo que é altamente improvável que a componente de modo III influencie os resultados dos ensaios.

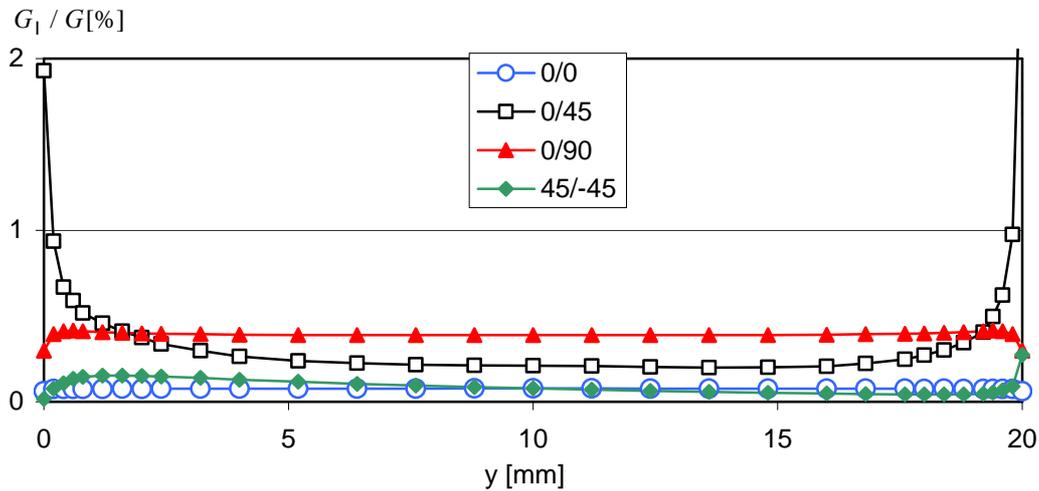


Figura 2.3-8: Distribuições da fracção de modo I ao longo da largura dos provetes ENF vidro/epóxico.

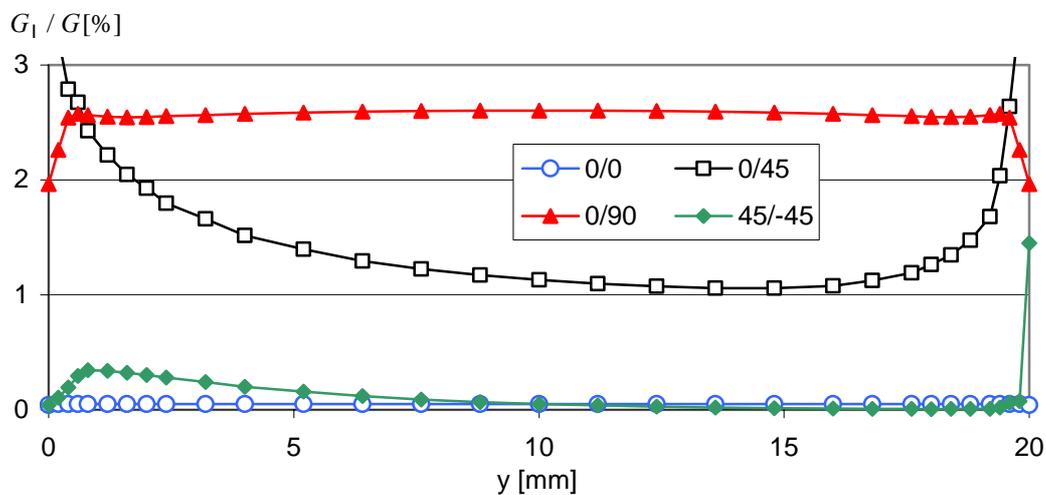


Figura 2.3-9: Distribuições da fracção de modo I ao longo da largura dos provetes ENF carbono/epóxico.

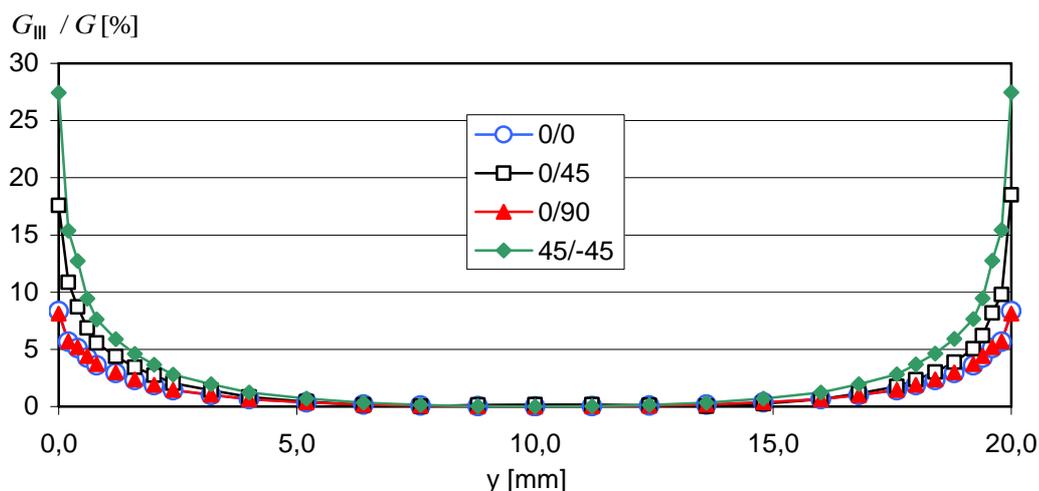


Figura 2.3-10: Distribuições da fracção de modo III ao longo da largura dos provetes ENF vidro/epóxico.

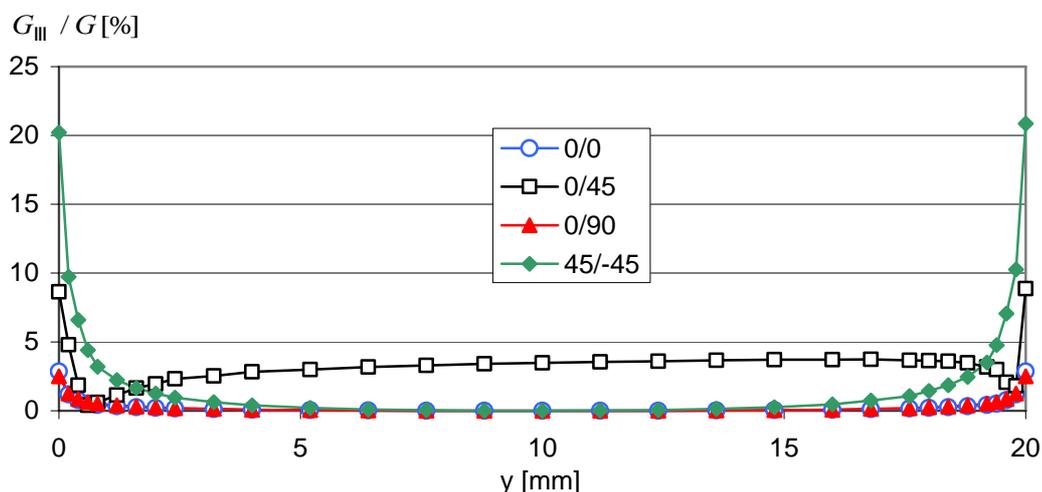


Figura 2.3-11: Distribuições da fracção de modo III ao longo da largura dos provetes ENF carbono/epóxico.

O rigor dos métodos de tratamento de dados também foi avaliado. As cargas  $P$  e os deslocamentos  $\delta$  obtidos a partir dos modelos de elementos finitos (EF) com diferentes comprimentos de fenda  $a$  foram processados com dois esquemas de calibração da flexibilidade  $C$ , designados por CC1 e CC2 (secção 1.3). As tabelas 2.3-1 e 2.3-2 apresentam os valores dos erros em  $C$  e em  $G_{II}$  de cada esquema para os provetes vidro/epóxico e carbono/epóxico, respectivamente. Ambas as calibrações ajustaram muito bem a flexibilidade obtida nas simulações. O mesmo sucedeu com  $G_{II}$  obtido pela VCCT, se bem que, conforme esperado, o método CC2 tenha sido mais preciso. No entanto, como as pré-fendas geradas no primeiro ciclo de carga estão tipicamente na gama 20-30 mm, no segundo ensaio o esquema CC1 pode ser considerado suficientemente preciso.

Tabela 2.3-1: Aplicação dos esquemas de tratamento de dados aos resultados de elementos finitos dos provetes vidro/epóxico.

Provete	$a$ [mm]	Erros em $C$ [%]		Erros em $G_{II}$ [%]	
		CC1	CC2	CC1	CC2
0/0	15	0,149	-0,007	-4,70	1,09
	20	-0,021	0,013	-1,49	0,59
	25	-0,112	-0,001	0,51	0,80
	30	-0,080	-0,008	1,89	1,17
	35	0,071	0,003	2,88	1,55
0/45	15	0,165	-0,009	-4,33	1,90
	20	-0,022	0,016	-0,84	1,41
	25	-0,124	-0,001	1,34	1,66
	30	-0,090	-0,011	2,84	2,06
	35	0,079	0,005	3,93	2,48
0/90	15	0,169	-0,008	-4,94	1,40
	20	-0,026	0,013	-1,51	0,78
	25	-0,122	0,003	0,66	0,98
	30	-0,094	-0,013	2,12	1,33
	35	0,081	0,005	3,21	1,74
45/-45	15	0,186	-0,005	-3,76	2,85
	20	-0,033	0,009	-0,06	2,34
	25	-0,132	0,002	2,31	2,64
	30	-0,094	-0,008	3,92	3,09
	35	0,083	0,003	5,08	3,54

Os erros em  $C$  e  $G_{II}$  foram obtidos por  $\frac{C(CC1 \text{ ou } CC2) - C(EF)}{C(EF)}$  e  $\frac{G_{II}(CC1 \text{ ou } CC2) - G_{II}(VCCT)}{G_{II}(VCCT)}$ , respectivamente.

Tabela 2.3-2: Aplicação dos esquemas de tratamento de dados aos resultados de elementos finitos dos provetes carbono/epóxico.

Provete	$a$ [mm]	Erros em $C$ [%]		Erros em $G_{II}$ [%]	
		CC1	CC2	CC1	CC2
0/0	15	0,199	-0,004	-8,12	-0,28
	20	-0,037	0,007	-3,59	-0,72
	25	-0,145	0,000	-0,66	-0,25
	30	-0,100	-0,006	1,36	0,36
	35	0,092	0,002	2,80	0,93

Tabela 2.3-2: (Continuação).

Provete	$a$ [mm]	Erros em $C$ [%]	Erros em $G_{II}$ [%]
---------	----------	------------------	-----------------------

		CC1	CC2	CC1	CC2
0/45	15	0,277	-0,012	-11,43	-1,53
	20	-0,037	0,026	-6,09	-2,43
	25	-0,217	-0,011	-2,65	-2,12
	30	-0,138	-0,006	-0,18	-1,47
	35	0,128	0,004	1,60	-0,83
0/90	15	0,312	-0,021	-8,06	3,47
	20	-0,038	0,035	-2,18	2,11
	25	-0,232	0,003	1,63	2,25
	30	-0,179	-0,029	4,30	2,79
	35	0,153	0,011	6,37	3,52
45/-45	15	0,346	-0,017	-9,69	2,10
	20	-0,045	0,034	-3,58	0,82
	25	-0,264	-0,009	0,40	1,03
	30	-0,177	-0,015	3,25	1,70
	35	0,160	0,007	5,38	2,43

Os erros em  $C$  e  $G_{II}$  foram obtidos por  $\frac{C(CC1 \text{ ou } CC2) - C(EF)}{C(EF)}$  e  $\frac{G_{II}(CC1 \text{ ou } CC2) - G_{II}(VCCT)}{G_{II}(VCCT)}$ , respectivamente.

A influência das tensões residuais em  $G_{II}$  foi novamente avaliada através da introdução de um passo de carga inicial correspondente a 100°C de decréscimo de temperatura. Os resultados apresentados na tabela 2.3-3 para os provetes vidro/epóxico e carbono/epóxico indicam que os efeitos das tensões residuais são insignificantes mesmo para valores de  $G_{II}$  em torno de 500 J/m<sup>2</sup>, bastante inferiores ao  $G_{IIc}$  esperado.

Tabela 2.3-3: Influência das tensões residuais (TR) em  $G_{II}$  médio.

Provete	vidro/epóxico			carbono/epóxico		
	$G_{II}$ (normalizado)			$G_{II}$ (normalizado)		
	sem TR	com TR	Erro [%]	sem TR	Com TR	Erro [%]
0/45	0,984	0,978	-0,56	1,021	1,021	0,01
0/90	0,990	1,000	1,01	0,977	0,982	0,45
45/-45	0,974	0,973	-0,18	0,990	0,997	0,70

Os valores de  $G_{II}$  obtidos pela VCCT foram normalizados por  $G_{II}(CC2)$  e o erro foi definido como sendo  $\frac{G_{II}(\text{com TR}) - G_{II}(\text{sem TR})}{G_{II}(\text{sem TR})}$ . Evidentemente, nos provetes 0/0, não existe influência das tensões residuais.

Finalmente, efectuaram-se simulações para analisar a influência do atrito entre as faces de contacto dos braços do provete. Mesmo usando um coeficiente de atrito

relativamente elevado ( $\mu = 0,5$ ), os valores de  $G_{II}$  praticamente não se alteraram (tabelas 2.3-4 e 2.3-5).

Tabela 2.3-4: Influência do atrito no valor de  $G_{II}$  médio dos provetes vidro/epóxico.

Provete	$a$ [mm]	$G_{II}$ (normalizado)		Erro [%]
		sem atrito	com atrito	
0/0	15	0,989	0,991	0,16
	20	0,994	0,995	0,10
	25	0,992	0,993	0,12
	30	0,988	0,991	0,24
	35	0,985	0,989	0,40
0/45	15	0,981	0,985	0,33
	20	0,986	0,988	0,15
	25	0,984	0,985	0,12
	30	0,980	0,982	0,21
	35	0,976	0,979	0,35
0/90	15	0,986	0,989	0,33
	20	0,992	0,994	0,16
	25	0,990	0,992	0,14
	30	0,987	0,989	0,22
	35	0,983	0,987	0,39
45/-45	15	0,972	0,978	0,54
	20	0,977	0,978	0,08
	25	0,974	0,973	-0,14
	30	0,970	0,967	-0,27
	35	0,966	0,963	-0,34

Os valores de  $G_{II}$  obtidos pela VCCT foram normalizados por  $G_{II}$  (CC2) e o erro foi definido como sendo  $\frac{G_{II}(\text{com atrito}) - G_{II}(\text{sem atrito})}{G_{II}(\text{sem atrito})} \times 100$ .

Tabela 2.3-5: Influência do atrito no valor de  $G_{II}$  médio dos provetes carbono/epóxico.

Provete	$a$ [mm]	$G_{II}$ (normalizado)		Erro [%]
		sem atrito	com atrito	
0/0	15	1,003	0,996	-0,69
	20	1,007	0,999	-0,79
	25	1,003	0,995	-0,80
	30	0,996	0,989	-0,72
	35	0,991	0,985	-0,59

Tabela 2.3-5: (Continuação).

Provete	$a$ [mm]	$G_{II}$ (normalizado)	Erro
---------	----------	------------------------	------

		sem atrito	com atrito	[%]
0/45	15	1,016	1,008	-0,76
	20	1,025	1,016	-0,86
	25	1,022	1,013	-0,84
	30	1,015	1,007	-0,74
	35	1,008	1,002	-0,58
0/90	15	0,966	0,959	-0,79
	20	0,979	0,971	-0,87
	25	0,978	0,970	-0,86
	30	0,973	0,966	-0,75
	35	0,966	0,960	-0,59
45/-45	15	0,979	0,971	-0,88
	20	0,992	0,982	-0,98
	25	0,990	0,980	-0,95
	30	0,983	0,975	-0,83
	35	0,976	0,970	-0,65

Os valores de  $G_{II}$  obtidos pela VCCT foram normalizados por  $G_{II}$  (CC2) e o erro foi definido como sendo  $\frac{G_{II}(\text{com atrito}) - G_{II}(\text{sem atrito})}{G_{II}(\text{sem atrito})} \times 100$ .

Perante os resultados obtidos, concluiu-se que os provetes escolhidos eram adequados para os ensaios ENF.

Finalmente, há que referir que foram também analisados e posteriormente ensaiados provetes ENF vidro/epóxico e carbono/epóxico com dimensões bastante diferentes da que até aqui tinha sido adoptada:  $a = 45$  mm e  $L = 70$  mm para os primeiros e  $a = 70$  e  $L = 100$  mm para os segundos (figura 1.3-1). De facto, essas dimensões foram depois usadas nos ensaios MMB (figura 1.4-3), por razões adiante referidas. A necessidade de efectuar ensaios ENF de provetes com idênticas dimensões resultou do trabalho de Morais e Moura (2005a), apresentado após a realização do estudo analítico e experimental com os provetes ENF inicialmente escolhidos. Recorrendo a simulações numéricas por elementos finitos com modelos de dano, os referidos autores concluíram que, devido à extensa zona de processo, o valor de  $G_{IIc}$  de iniciação calculado com base no tamanho de fenda nominal poderia ser bastante inferior ao real. De modo a reduzir este efeito, Morais e Moura (2005a) sugeriram precisamente a adopção de provetes mais longos, na medida em que o tamanho relativo da zona processo em relação à fenda nominal diminuiria. Assim, os provetes ENF com as novas dimensões foram previamente submetidos a análises idênticas às anteriormente descritas, tendo os resultados obtidos sido também muito semelhantes e

as conclusões finais idênticas. Por conseguinte, entendeu-se não apresentar aqui mais figuras e tabelas. Refira-se apenas que os esquemas CC1 e CC2 foram aplicados para comprimentos de fenda  $a = 35$  a  $55$  mm nos provetes vidro/epóxico e  $a = 55$  a  $85$  mm nos provetes carbono/epóxico.

## 2.4. ANÁLISE DOS PROVETES MMB

Os provetes MMB (figura 2.4-1) tinham largura e espessuras iguais às dos provetes DCB e ENF. Por outro lado, como já foi acima referido, o comprimento da fenda inicial  $a$  e o vão  $2L$  foram maiores do que os usados nos primeiros provetes ENF (tabela 2.4-1). Para além das razões já discutidas, relacionadas com o trabalho de Moraes e Moura (2005a), a adopção de provetes de maiores dimensões teve a ver com a necessidade de usar métodos de tratamento de dados baseados na Teoria das Vigas. De facto, como se viu na secção 1.4, a realização de calibrações de flexibilidade não é geralmente possível com os provetes MMB. A tabela 2.4-1 apresenta ainda os valores do braço da alavanca  $c$  (figura 2.4-1) usados nos ensaios, no sentido de obter várias combinações de modo I e modo II que serão posteriormente definidas.

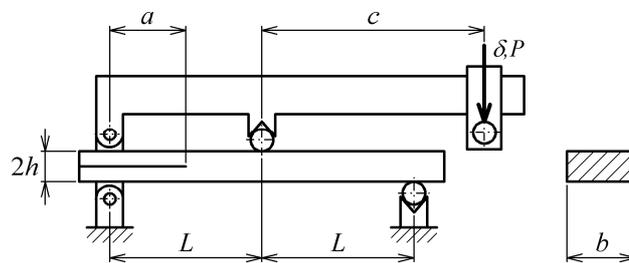


Figura 2.4-1: Provede MMB.

Tabela 2.4-1: Geometria do ensaio MMB.

Laminado	$a$ [mm]	$2L$ [mm]	Braço [mm]
Carbono/epóxico	70	200	$c = 50, 75, 150$
Vidro/epóxico	45	140	$c = 34, 36, 46, 49, 77$ e $80$

Mais uma vez, recorreu-se ao programa ABAQUS<sup>®</sup> para a modelação tridimensional dos provetes MMB. Neste caso, para reproduzir correctamente as condições do ensaio, os modelos incluíram a alavanca, blocos de Al e roletes, conforme exemplificado na figura 2.4-2. Numa primeira fase, usaram-se elementos lineares tridimensionais de 8 (C3D8R) e de 6 nós (C3D6). Não obstante, construíram-se também modelos análogos com elementos

quadráticos tridimensionais de 20 nós (C3D20R) e 15 nós (C3D15). Estes dois tipos de modelos são doravante designados por modelos LFE e QFE, respectivamente. De salientar que, em ambos os casos, os elementos tetraédricos foram usados unicamente nos blocos de alumínio. Além disso, a alavanca e os roletes foram definidos como corpos rígidos. Os roletes R3 e R4 foram fixos no espaço e um nó do provete, na zona de colagem do bloco de alumínio está constrangido segundo a direcção 2 para evitar movimentos de corpo rígido. No nó central de R5, corpo rígido ligado ao corpo principal R, foi aplicado o deslocamento vertical 3.

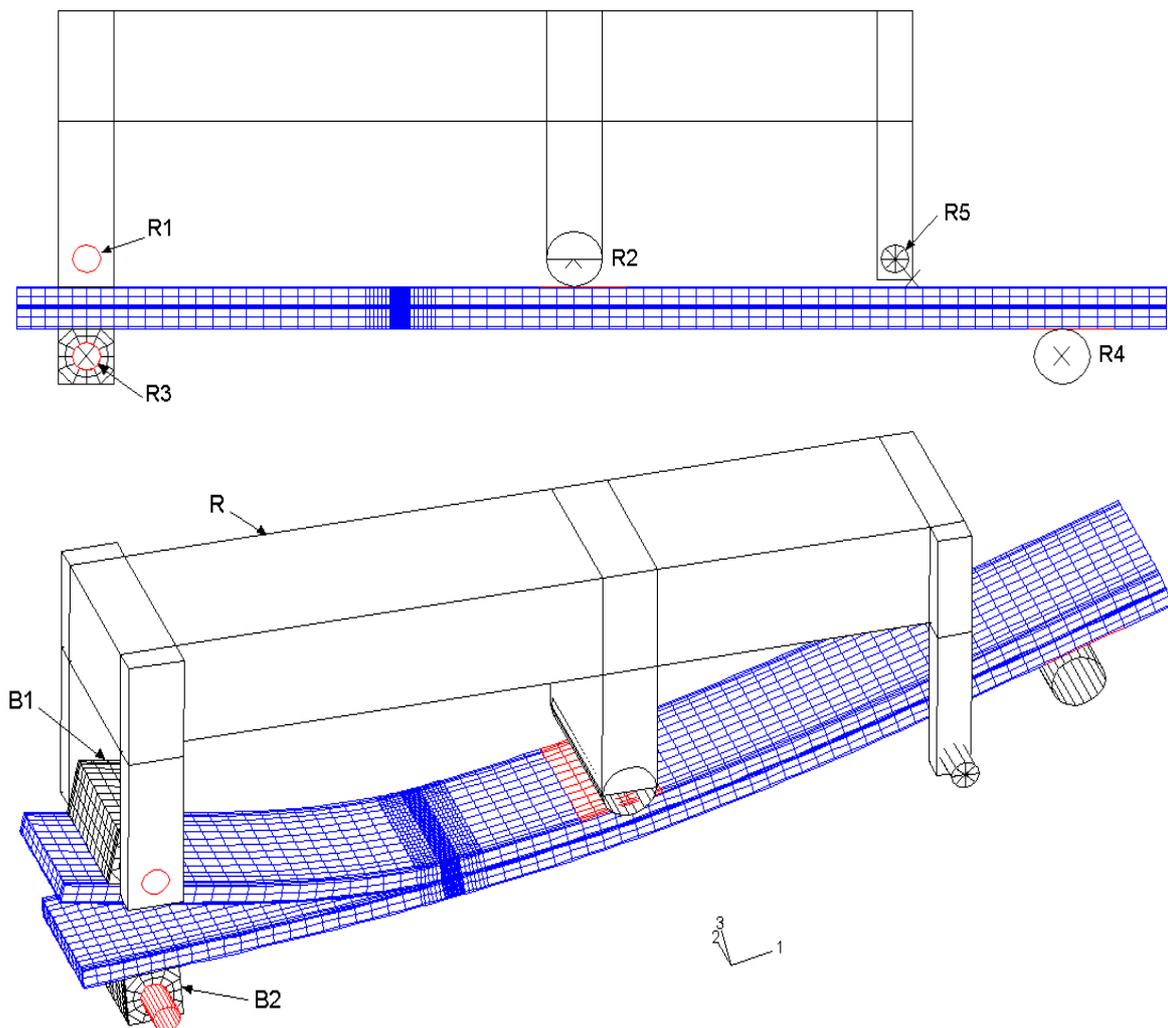


Figura 2.4-2: Modelo de elementos finitos do conjunto MMB na posição não deformada (vista lateral) e deformada tridimensional.

Inicialmente, a malha de elementos finitos do provete MMB e o processo de cálculo das componentes  $G_I$ ,  $G_{II}$  e  $G_{III}$  da taxa de libertação de energia  $G$  foram idênticos aos utilizados para os provetes DCB e ENF. Nos modelos LFE e QFE, usaram-se  $\Delta a = t$  e  $\Delta a$

$= 2t$ , respectivamente, sendo  $\Delta a$  o incremento de fecho da fenda da VCCT (Krueger, 2002) e  $t$  a espessura da camada. No entanto, conforme se verá adiante, revelou-se conveniente usar valores de  $\Delta a$  mais elevados, que comprometeriam a precisão da taxa de libertação de energia obtida nos modelos lineares. Por esse motivo, foi empregue uma VCCT modificada, em que  $\Delta a$  engloba vários elementos de comprimento  $t$ . A figura 2.4-3 exemplifica o caso de  $\Delta a = 4t$ .

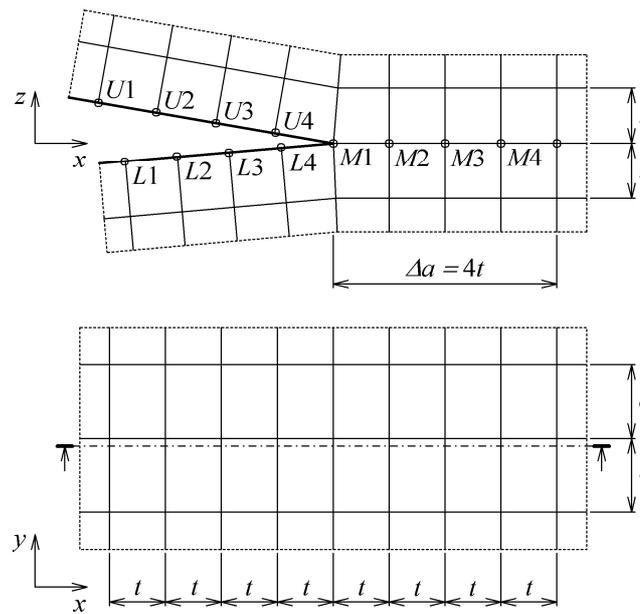


Figura 2.4-3: Esquema da malha EF junto à frente da fenda com elementos de 8 nós para aplicação da VCCT modificada. As vistas frontal e superior estão representadas nas configurações deformada e não deformada, respectivamente.

As equações correspondentes da VCCT são

$$G_{\text{I}} = \frac{Z_{M1}(w_{U1} - w_{L1}) + Z_{M2}(w_{U2} - w_{L2}) + Z_{M3}(w_{U3} - w_{L3}) + Z_{M4}(w_{U4} - w_{L4})}{2e\Delta a}$$

$$G_{\text{II}} = \frac{X_{M1}(u_{U1} - u_{L1}) + X_{M2}(u_{U2} - u_{L2}) + X_{M3}(u_{U3} - u_{L3}) + X_{M4}(u_{U4} - u_{L4})}{2e\Delta a} \quad (2.4-1)$$

$$G_{\text{III}} = \frac{Y_{M1}(v_{U1} - v_{L1}) + Y_{M2}(v_{U2} - v_{L2}) + Y_{M3}(v_{U3} - v_{L3}) + Y_{M4}(v_{U4} - v_{L4})}{2e\Delta a}$$

Onde  $u$ ,  $v$  e  $w$  e  $X$ ,  $Y$  e  $Z$  representam os deslocamentos e as forças nodais nas direcções  $x$ ,  $y$  e  $z$ , respectivamente.

As análises EF efectuadas nos provetes DCB e ENF mostraram que os efeitos nefastos associados aos acoplamentos elásticos eram desprezáveis para os provetes

escolhidos. Uma vez que o ensaio MMB pode ser visto como uma sobreposição dos ensaios DCB e ENF não são aqui apresentadas análises similares.

Por outro lado, foram avaliados dois métodos para tratamento dos resultados experimentais:

- Teoria das vigas corrigida (TVC – expressão 1.4-3);
- Teoria das vigas modificada (TVM), que é seguidamente descrita.

A TVM estende a análise de Williams (1988) (secção 1.4) à delaminação entre sub-laminados ‘u’ e ‘l’ com módulos de flexão diferentes (figura 2.4-4). Contudo, assume-se que  $h_u \approx h_l$  e  $E_u \approx E_l$ , de modo que a partição de modos dita global se mantenha válida.

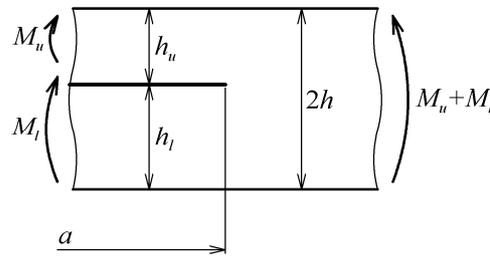


Figura 2.4-4: Compósito delaminado sujeito a momentos flectores.

A taxa de libertação de energia é dada por (Gere e Timoshenko, 1984)

$$G = \frac{6}{b^2} \left[ \frac{M_u^2}{E_u h_u^3} + \frac{M_l^2}{E_l h_l^3} - \frac{(M_u + M_l)^2}{E(2h)^3} \right] \quad (2.4-2)$$

No caso particular do provete MMB (figura 2.4-1), os momentos flectores na frente da fenda (figura 2.4-5) são

$$M_u = \frac{c}{L} Pa \quad (2.4-3)$$

$$M_l = \frac{L-c}{2L} Pa \quad (2.4-4)$$

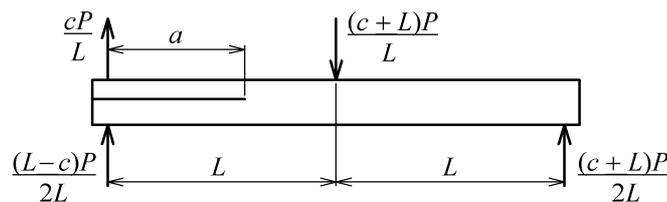


Figura 2.4-5: Forças no provete MMB.

Definindo agora  $\alpha = E_1 h_1^3 / E_u h_u^3$ , atendendo à troca de sentido do momento  $M_I$  (figuras 1.4-10 e 2.4-4) e substituindo as equações (2.4-3) e (2.4-4) em (1.4-16) obtém-se

$$M_I = \left[ \frac{(1+2\alpha)c-L}{2(1+\alpha)L} \right] Pa \quad (2.4-5)$$

$$M_{II} = \left[ \frac{L+c}{2(1+\alpha)L} \right] Pa \quad (2.4-6)$$

que substituídos nas expressões (1.4-17) e (1.4-18) resultam em

$$G_I = \frac{6P^2(a+|\Delta_I|)^2(1+\alpha)}{b^2 E_u h_u^3 \alpha} \left[ \frac{(1+2\alpha)c-L}{2(1+\alpha)L} \right]^2 \quad (2.4-7)$$

$$G_{II} = \frac{3P^2(a+|\Delta_{II}|)^2}{2b^2 E_u h_u^3} \left( \frac{1}{1+\alpha} - \frac{1}{\gamma} \right) \left( \frac{L+c}{L} \right)^2 \quad (2.4-8)$$

que contemplam já as correcções relativas à rotação e deslocamento da secção da fenda e onde  $\gamma = E(2h)^3 / E_u h_u^3$ .

Por outro lado, as flexibilidades associadas às componentes de modo I e de modo II são dadas por

$$C_I = \frac{\delta_I}{P_I} = \frac{4(a+|\Delta_I|)^3(1+\alpha)}{bE_u h_u^3 \alpha} \quad (2.4-9)$$

$$C_{II} = \frac{\delta_{II}}{P_{II}} = \frac{1}{bE_u h_u^3} \left[ \frac{2L^3 - (a+|\Delta_{II}|)^3}{\gamma} + \frac{(a+|\Delta_{II}|)^3}{1+\alpha} \right] + \frac{3L}{10bhG_{xz}} \quad (2.4-10)$$

onde se admite que o módulo de corte  $G_{xz}$  é aproximadamente o mesmo para as partes delaminada e não delaminada do provete. Finalmente, a flexibilidade do provete MMB é

$$C = \frac{\delta}{P} = \left[ \frac{(1+2\alpha)c-L}{2(1+\alpha)L} \right]^2 C_I + \left( \frac{c+L}{L} \right)^2 C_{II} \quad (2.4-11)$$

De salientar que as equações (2.4-7) a (2.4-10) se reduzem exactamente às equações (1.4-3) e (1.4-4) para o caso dos provetes normalizados unidireccionais, uma vez que  $h_u = h_l = h$ ,  $\alpha = 1$ ,  $\gamma = 8$  e são aplicadas as equações (1.4-1). No entanto, a equação (2.4-10) contém um termo adicional ( $3L/10bhG_{xz}$ ), que é responsável pelo efeito global do corte transversal, enquanto que as correcções de proximidade da fenda estão incluídas em  $\Delta_{II}$ . Este procedimento segue o recente trabalho de Wang e Qiao (2004).

Como já foi referido, a aplicação da TVC pressupõe que as espessuras e os módulos de flexão de cada braço do provete sejam aproximadamente iguais. Na verdade, só nos provetes  $0/\theta$  existem braços de diferentes espessuras, mas a diferença nominal é apenas de 5%. Também os módulos de flexão de cada braço são muito próximos, sendo a maior diferença prevista pela TCL de 12% para os provetes carbono/epóxico  $0/90$  (secção 2.2). No entanto, o expoente cúbico de  $h$  nas equações (1.4-3) pode gerar erros significativos nos provetes  $0/\theta$ , justificando por isso o interesse na TVM.

Obviamente, a aplicação dos métodos TVC e TVM requer valores experimentais do módulo de flexão, bem como das correcções  $\Delta_I$  e  $\Delta_{II}$  para cada provete. No entanto, não é possível medir  $E_u$  e  $E_l$  do provete MMB. Assim, usaram-se as propriedades das camadas do laminado e a TCL para calcular os módulos. Quanto às correcções  $\Delta_I$  e  $\Delta_{II}$ , as dificuldades na monitorização da posição da fenda ao longo do ensaio e a propagação instável, especialmente quando o braço  $c$  é pequeno (predominância de modo II), impedem a obtenção dos seus verdadeiros valores. O valor de  $\Delta_I$  foi por isso calculado pelo modelo de Williams (1989).

$$\Delta_I = h \sqrt{\frac{E_x}{11G_{xz}} \left[ 3 - 2 \left( \frac{\Gamma}{1 + \Gamma} \right)^2 \right]} \quad (2.4-12)$$

onde

$$\Gamma = 1,18 \sqrt{\frac{E_x E_z}{G_{xz}}} \quad (2.4-13)$$

e  $x$  e  $z$  designam as direcções do comprimento e da espessura, respectivamente. A correcção de modo II utilizada foi proposta por Wang e Qiao (2004)

$$\Delta_{II} \approx h \sqrt{\frac{E_x}{72G_{xz}}} \quad (2.4-14)$$

Estas expressões serão usados nos cálculos seguintes usando para  $E_x$  o valor do módulo de flexão e para  $E_z$  o módulo da camada na direcção da espessura,  $E_3$ . Finalmente, o módulo de corte é dado por Sun e Li (1988)

$$G_{xz} \approx \left[ \sum_{i=1}^N \frac{1}{G_{xz,i}} \right]^{-1} \quad (2.4-15)$$

onde  $N$  é o número de camadas do laminado e

$$G_{xz,i} = \left[ \frac{\sin^2 \theta}{G_{23}} + \frac{\cos^2 \theta}{G_{13}} \right]^{-1} \quad (2.4-16)$$

com  $\theta$  igual ao ângulo de orientação da camada e sendo  $G_{13}$  e  $G_{23}$  os módulos de corte da camada. Devido à ligeira diferença de espessura dos braços do provete, foi feita a média das correcções,

$$A_I = \frac{A_{I,l} + A_{I,u}}{2} \quad (2.4-17)$$

$$A_{II} = \frac{A_{II,l} + A_{II,u}}{2} \quad (2.4-18)$$

Finalmente, as cargas  $P$  obtidas nos modelos de elementos finitos foram introduzidas nas equações da TVC e da TVM para calcular as taxas de libertação de energia. Estes resultados foram comparados com os valores médios ao longo da largura de  $G$ ,  $G_I$  e  $G_{II}$ . As flexibilidades  $C$  previstas foram também comparadas com as dos modelos.

Os valores do braço  $c$  utilizados nos modelos EF foram escolhidos de forma que  $G_I/G$  variasse aproximadamente de 15% até 66% nos provetes vidro/epóxico e de 15% até 75% nos provetes carbono/epóxico (tabelas 2.4-2 e 2.4-3), face aos valores experimentais de  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  (ver secções 4.1 e 4.2). Refira-se que, numa primeira análise, o limite superior não parece proporcionar um valor suficientemente alto da componente de modo I. Contudo, verificou-se que  $G_{Ic}$  é bastante inferior a  $G_{IIc}$  (secções 4.1 e 4.2), pelo que o rácio  $G_I/G_{Ic}$  atingido foi bastante elevado. Conforme esperado, a TVC e TVM prevêm relações de modo misto idênticas para os provetes 0/0 e  $\theta$ - $\theta$  (tabelas 2.4-2 e 2.4-3). Todavia, há ligeiras diferenças para os provetes 0/ $\theta$ .

Tabela 2.4-2: Valores do braço  $c$  usados nas simulações e correspondentes relações de modo misto previstas pelas TVC e TVM para os provetes vidro/epóxico.

Provete	$c$ [mm]	$G_I / G$ [%]		$G_{II} / G$ [%]	
		TVC	TVM	TVC	TVM
30/-30	36	16,0	15,9	84,0	84,1
	49	38,3	38,1	61,7	61,9
	80	65,5	65,4	34,5	34,6
15/-15	36	16,0	16,1	84,0	83,9
	49	38,3	38,4	61,7	61,6

	80	65,6	65,7	34,4	34,3
0/0	36	15,9	16,0	84,1	84,0
	49	38,2	38,4	61,8	61,6
	80	65,5	65,6	34,5	34,4
0/22,5	34	12,3	17,1	87,7	82,9
	46	33,7	38,7	66,3	61,3
	77	63,9	66,7	36,1	33,3
0/45	34	12,3	15,4	87,7	84,6
	46	33,7	37,0	66,3	63,0
	77	63,9	65,7	36,1	34,3
0/90	34	12,3	15,9	87,7	84,1
	46	33,7	37,4	66,3	62,6
	77	63,9	66,0	36,1	34,0

Tabela 2.4-3: Valores do braço  $c$  usados nas simulações e correspondentes relações de modo misto previstas pelas TVC e TVM para os provetes carbono/epóxico.

Provete	$c$ [mm]	$G_I / G[\%]$		$G_{II} / G[\%]$	
		TVC	TVM	TVC	TVM
0/0	50	14,1	14,3	85,9	85,7
	75	42,9	43,4	57,1	56,6
	150	74,3	74,7	25,7	25,3
0/45	50	14,1	15,5	85,9	84,5
	75	42,9	44,3	57,1	55,7
	150	74,3	74,8	25,7	25,2
0/90	50	14,1	14,7	85,9	85,3
	75	42,9	43,5	57,1	56,5
	150	74,3	74,5	25,7	25,5

As tabelas 2.4-4 e 2.4-5 comparam as previsões das TVC e TVM para a flexibilidade e taxa de libertação de energia com os resultados EF. Pode-se verificar que a TVM é geralmente mais rigorosa, sobretudo nas previsões de  $G$ . Tal deve-se naturalmente ao facto de ter em conta as diferentes espessuras e módulos dos braços e da zona não delaminada dos provetes.

Tabela 2.4-4: Erros das TVC e TVM relativamente aos resultados EF para os provetes vidro/epóxico.

Provete	c [mm]	Erros em G [%]		Erros em C [%]	
		TVC	TVM	TVC	TVM
30/-30	36	-1,67	1,06	-1,40	-0,22
	49	-1,42	1,16	-1,27	0,01
	80	-1,30	1,09	-1,13	0,37
15/-15	36	2,76	1,27	0,07	-0,16
	49	2,68	1,28	0,37	0,04
	80	2,50	1,20	0,95	0,41
0/0	36	3,92	0,97	1,13	0,41
	49	3,84	1,06	1,45	0,55
	80	3,56	1,00	1,98	0,73
0/22.5	34	-2,65	0,96	-1,01	0,51
	46	-4,56	1,16	-1,92	0,71
	77	-4,65	1,26	-2,52	1,03
0/45	34	-3,69	0,76	-1,45	0,33
	46	-4,86	0,95	-2,13	0,50
	77	-4,81	0,99	-2,70	0,76
0/90	34	-3,36	0,86	-1,36	0,36
	46	-4,74	1,04	-2,09	0,54
	77	-4,78	1,05	-2,68	0,80

Os erros em G e em C foram obtidos por  $\frac{G(\text{TVC ou TVM}) - G(\text{VCCT})}{G(\text{VCCT})} \cdot 100$  e

$\frac{C(\text{TVC ou TVM}) - C(\text{EF})}{C(\text{EF})} \cdot 100$ , respectivamente.

Tabela 2.4-5: Erros das TVC e TVM relativamente aos resultados EF para os provetes carbono/epóxico.

Provete	c [mm]	Erros em G [%]		Erros em C [%]	
		TVC	TVM	TVC	TVM
0/0	50	8,75	0,80	3,03	0,39
	75	8,17	0,85	3,64	0,44
	150	7,76	1,11	4,88	0,60
0/45	50	-5,32	-4,39	-0,78	-0,07
	75	-4,11	-2,46	-1,10	0,01

	150	-1,25	0,23	-0,91	0,28
0/90	50	-1,92	-0,54	-1,23	-0,38
	75	-1,72	-0,05	-1,33	-0,24
	150	-0,89	0,62	-1,12	0,08

Os erros em  $G$  e em  $C$  foram obtidos por  $\frac{G(\text{TVC ou TVM}) - G(\text{VCCT})}{G(\text{VCCT})} \times 100$  e

$\frac{C(\text{TVC ou TVM}) - C(\text{EF})}{C(\text{EF})} \times 100$ , respectivamente.

Relativamente à partição de modos, os valores de  $G_I$  e  $G_{II}$  calculados pela TVC e TVM foram inicialmente comparados com os resultados obtidos pela VCCT a partir dos modelos LFE, que tinham  $\Delta a = t$  (tabela 2.4-6). No caso dos provetes vidro/epóxico, o desempenho da TVM é nitidamente superior ao da TVC para os provetes 0/0 e 0/ $\theta$ . Porém, nestes últimos, os erros da TVM não são a priori desprezáveis, chegando por vezes a cerca de 8%. Na realidade, os erros são maiores precisamente na componente menor, ou seja, os erros são maiores em  $G_I$  na configuração de ensaio dominada pelo modo II e vice-versa. Assim, os erros de cerca de 8% em  $G_I$  ocorrem numa configuração em que a componente de modo I será cerca de 15 % de  $G$ . Logo, o erro que resulta num critério de fractura de modo misto será necessariamente pequeno.

Tabela 2.4-6: Erros das TVC e TVM relativamente aos resultados da VCCT aplicada a modelos LFE com  $\Delta a = t$  para os provetes vidro/epóxico.

Proвете	$c$ [mm]	Erros em $G_I$ [%]		Erros em $G_{II}$ [%]	
		TVC	TVM	TVC	TVM
30/-30	36	-0,54	1,62	0,91	3,83
	49	-0,43	1,73	0,95	3,87
	80	-0,55	1,61	0,85	3,77

Os erros em  $G_I$  e  $G_{II}$  foram calculados por  $\frac{G_j(\text{TVC ou TVM}) - G_j(\text{VCCT})}{G_j(\text{VCCT})} \times 100$  para  $j = I$  ou  $II$ .

Tabela 2.4-6: (Continuação).

Proвете	$c$ [mm]	Erros em $G_I$ [%]		Erros em $G_{II}$ [%]	
		TVC	TVM	TVC	TVM
15/-15	36	2,62	1,46	4,64	3,06
	49	2,66	1,50	4,65	3,07
	80	2,59	1,43	4,63	3,05
0/0	36	3,45	1,16	5,37	2,25

	49	3,45	1,15	5,44	2,32
	80	3,29	1,00	5,43	2,31
0/22,5	34	-24,76	8,49	3,01	0,99
	46	-13,38	5,36	2,06	0,06
	77	-6,60	3,48	0,36	-1,60
0/45	34	-30,17	-8,14	3,63	4,51
	46	-17,63	-4,08	5,06	5,96
	77	-10,02	-1,88	7,66	8,58
0/90	34	-30,35	-5,99	3,58	3,66
	46	-17,68	-2,98	4,98	5,06
	77	-9,92	-1,34	7,52	7,60

No que toca à partição de modos nos provetes carbono/epóxico, constatou-se que a TVM era claramente superior para os provetes 0/0 (tabela 2.4-7), mas os erros obtidos para os provetes 0/45 e 0/90 foram significativos, e da mesma ordem de grandeza dos da TVC.

Tabela 2.4-7: Erros das TVC e TVM relativamente aos resultados da VCCT aplicada a modelos LFE com  $\Delta a = t$  para os provetes carbono/epóxico.

Provete	$c$ [mm]	Erros em $G_I$ [%]		Erros em $G_{II}$ [%]	
		TVC	TVM	TVC	TVM
0/0	50	6,75	0,69	9,28	1,00
	75	6,96	0,88	9,28	1,01
	150	7,18	1,09	9,45	1,16
0/45	50	-37,70	-30,62	6,72	5,96
	75	-19,87	-15,90	16,05	15,22
	150	-9,83	-7,78	36,14	35,17
0/90	50	-42,14	-38,49	10,94	11,61
	75	-23,35	-20,92	25,11	25,87
	150	-12,31	-10,70	58,81	59,78

Os erros em  $G_I$  e  $G_{II}$  foram calculados por  $\frac{G_j(\text{TVC ou TVM}) - G_j(\text{VCCT})}{G_j(\text{VCCT})} \times 100$  para  $j = I$  ou  $II$ .

Face às discrepâncias na partição de modos, considerou-se importante investigar o efeito de  $\Delta a$ , que se tinha verificado ser irrelevante nos provetes DCB e ENF. Todavia, os resultados mostraram agora que o efeito era relevante para os provetes 0/45 e 0/90. Relembre-se que, conforme se viu em 1.2.2,  $\Delta a$  pode ser visto como um comprimento característico representativo da zona de processo na frente da fenda (Chow e Atluri, 1997),

e que esta é da ordem de grandeza da espessura da camada  $t$ . Conforme mostram as tabelas 2.4-8 e 2.4-9, nos provetes vidro epóxico os valores de  $G_I$  e  $G_{II}$  convergiram para as previsões da TVM quando  $\Delta a$  aumentou dentro de valores da ordem de grandeza de  $t$ . De salientar que o valor de  $G$  permaneceu constante nessa gama de  $\Delta a$ , indicando que se encontravam na região dominada pela singularidade das tensões. A adequação da TVM aos provetes vidro/epóxico sai portanto reforçada, pois trata-se de materiais tenazes, nos quais as zonas de processo terão dimensões apreciáveis. Por seu turno, nos provetes carbono/epóxico (tabelas 2.4-10 e 2.4-11), as diferenças em  $G_I$  e  $G_{II}$  diminuiram mas permaneceram significativas no modo menos importante. De facto, os erros no modo dominante ficaram geralmente abaixo dos 5%.

Tabela 2.4-8: Influência do incremento virtual de fenda nos erros da TVM relativamente à VCCT para os provetes 0/45 vidro/epóxico.

$c$ [mm]	$\Delta a/t$	Erros em $G_I$ [%]		Erros em $G_{II}$ [%]	
		LFE	QFE	LFE	QFE
34	1	-8,14		4,51	
	2	-5,05	-3,73	3,75	4,32
	4	-1,47	-0,69	2,91	3,55
	6	0,50	1,14	2,44	3,09
77	1	-1,88		8,58	
	2	-0,89	0,07	6,24	6,76
	4	0,24	0,95	3,76	4,54
	6	0,87	1,47	2,48	3,27

Os erros em  $G_I$  e  $G_{II}$  foram obtidos por  $\frac{G_j(\text{TVM}) - G_j(\text{LFE ou QFE})}{G_j(\text{LFE ou QFE})} \times 100$  para  $j = I$  ou  $II$ .

Tabela 2.4-9: Influência do incremento virtual de fenda nos erros da TVM relativamente à VCCT para os provetes 0/90 vidro/epóxico.

$c$ [mm]	$\Delta a/t$	Erros em $G_I$ [%]		Erros em $G_{II}$ [%]	
		LFE	QFE	LFE	QFE
34	1	-5,99		3,66	
	2	-2,74	-1,51	2,90	3,35

	4	0,90	1,59	2,09	2,64
	6	2,88	3,44	1,66	2,24
77	1	-1,34		7,60	
	2	-0,30	0,68	5,22	5,65
	4	0,85	1,58	2,75	3,46
	6	1,49	2,10	1,50	2,24

Os erros em  $G_I$  e  $G_{II}$  foram obtidos por  $\frac{G_j(\text{TVM}) - G_j(\text{LFE ou QFE})}{G_j(\text{LFE ou QFE})} \times 100$  para  $j = I$  ou  $II$ .

Tabela 2.4-10: Influência do incremento virtual de fenda nos erros da TVM relativamente à VCCT para os provetes 0/45 carbono/epóxico.

$c$ [mm]	$\Delta a/t$	Erros em $G_I$ [%]		Erros em $G_{II}$ [%]	
		LFE	QFE	LFE	QFE
50	1	-30,62		5,96	
	2	-28,09	-25,14	5,44	5,12
	4	-21,53	-19,55	4,03	3,75
	6	-17,32	-15,65	3,22	2,95
150	1	-7,78		35,17	
	2	-7,28	-5,17	29,87	26,90
	4	-5,31	-3,50	20,25	19,30
	6	-4,10	-1,03	15,21	14,17

Os erros em  $G_I$  e  $G_{II}$  foram obtidos por  $\frac{G_j(\text{TVM}) - G_j(\text{LFE ou QFE})}{G_j(\text{LFE ou QFE})} \times 100$  para  $j = I$  ou  $II$ .

Tabela 2.4-11: Influência do incremento virtual de fenda nos erros da TVM relativamente à VCCT para os provetes 0/90 carbono/epóxico.

$c$ [mm]	$\Delta a/t$	Erros em $G_I$ [%]		Erros em $G_{II}$ [%]	
		LFE	QFE	LFE	QFE
50	1	-38,49		11,61	
	2	-34,95	-32,27	9,62	8,10
	4	-27,24	-25,43	6,31	5,52
	6	-22,54	-21,53	4,68	3,74

150	1	-10,70		59,78	
	2	-9,89	-7,83	48,64	43,77
	4	-7,47	-5,69	31,96	30,33
	6	-6,03	-4,06	24,02	22,48

Os erros em  $G_I$  e  $G_{II}$  foram obtidos por  $\frac{G_j(\text{TVM}) - G_j(\text{LFE ou QFE})}{G_j(\text{LFE ou QFE})} \cdot 100$  para  $j = I$  ou  $II$ .

Em resumo, os resultados obtidos mostraram que a TVM é bastante rigorosa nas previsões da flexibilidade  $C$  e da taxa de libertação de energia de deformação total  $G$ . Relativamente às componentes de modo I e de modo II, a TVM só se pode considerar efectivamente adequada para os provetes vidro/epóxico. De facto, no caso dos provetes carbono/epóxico, subsiste alguma ambiguidade na partição de modos, o que aparentemente contradiz a conclusão de Chow e Atluri (1997) quando à estabilização de modos. Porém, estes autores recorreram a factores intensidade de tensão e não a taxas de libertação de energia. De qualquer forma, a questão da partição de modos deve ser objecto de estudos mais aprofundados, que provavelmente exigirão modelos à escala micromecânica. Trata-se de desenvolvimentos que estão claramente fora do âmbito deste trabalho. Por conseguinte, recorrer-se-á também à partição de modos da TVM, ficando a reanálise em aberto para trabalhos futuros.

## CAPÍTULO 3

# PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

### 3.1. PREPARAÇÃO DOS PROVETES

As placas das quais se obtiveram os provetes foram fabricadas por prensagem a quente a partir de dois pré-impregnados fornecidos pela Texipreg:

- carbono/epóxico unidireccional, referência HS 160 REM;
- vidro/epóxico, referência EE190ET442, com reforço sob a forma de tecido bidireccional tipo *crowsfoot satin*, que possui 20 % de fibras na direcção transversal.

Após o corte das camadas com as orientações pretendidas, procedeu-se ao empilhamento, que incluiu a inserção do filme de PTFE de 15  $\mu\text{m}$  para gerar a fenda inicial. Em seguida, o empilhamento foi colocado sobre o prato inferior da prensa, no qual se posicionou previamente um filme desmoldante e uma tela de tecido “*peel-ply*” para sangramento de resina. À volta foram colocadas chapas de aço (figura 3.1-1) que impediram o fluxo lateral de resina e que permitiram controlar a espessura da placa. Entre a face superior da placa e o prato superior da prensa colocaram-se novamente “*peel-ply*” e filme desmoldante. Executou-se depois o processamento seguindo os parâmetros de fabrico indicados pelo fornecedor:

- ciclo de cura de 1h. a 130 °C, com aquecimento e arrefecimento de 3 °C/min,
- pressão constante de 2 bar desde o inicio até ao fim do ciclo.

O equipamento utilizado foi uma prensa de pratos quentes.

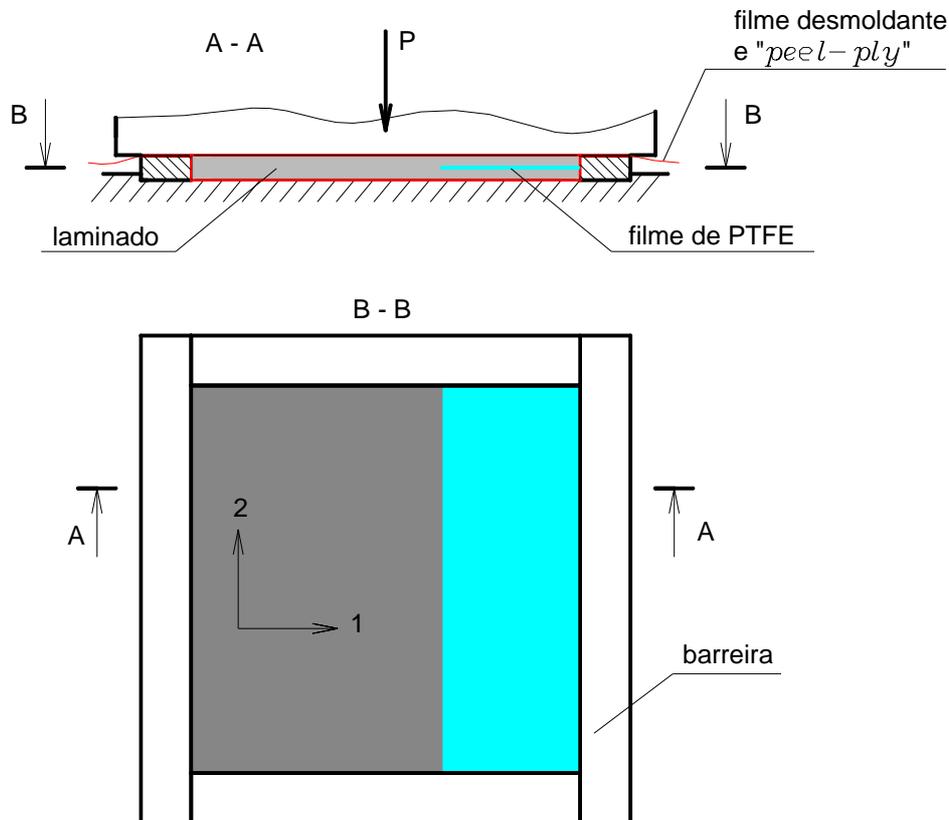


Figura 3.1-1: Esquema de fabrico das placas das quais se cortaram os provetes.

As placas obtidas tinham dimensões nominais  $300 \times 300 \times 2h$ , com  $2h = 6,0$  a  $6,3$  mm, como se referiu na secção 2.2. Os provetes foram delas retirados através de corte por jacto de água com as dimensões pretendidas (ver secções 2.2, 2.3 e 2.4). Seguidamente, verificou-se a posição do filme com microscópio óptico e um dos bordos do provete foi pintado com liquido corrector. Efectuaram-se então algumas marcas de modo a facilitar a localização da frente da fenda durante os ensaios. No caso dos provetes DCB e MMB, colaram-se ainda blocos de Al (figuras 3.1-2 e 3.1-3) com *Araldite Standard* para efeitos de transmissão de carga. No primeiro caso, a geometria dos blocos garantia o posicionamento correcto. O mesmo não sucedeu no provete MMB, tendo-se recorrido ao esquema de colagem da figura 3.1-4 para assegurar o alinhamento.

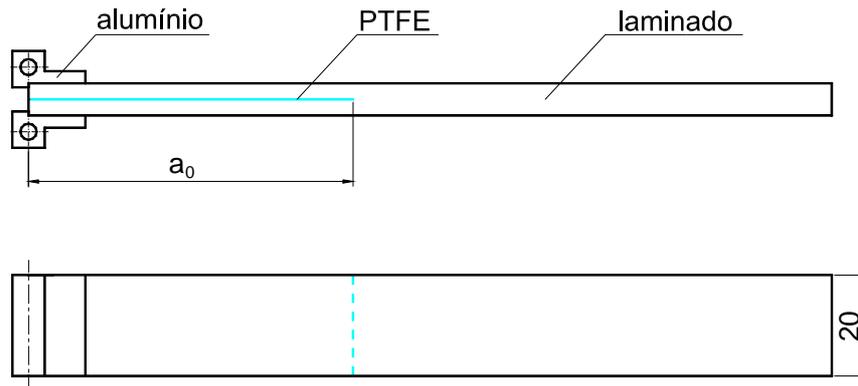


Figura 3.1-2: Provete DCB com blocos de Al.

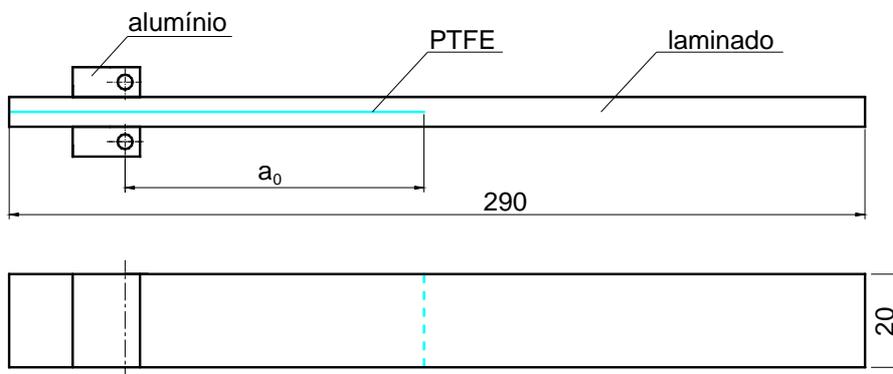


Figura 3.1-3: Provete MMB com blocos de Al.

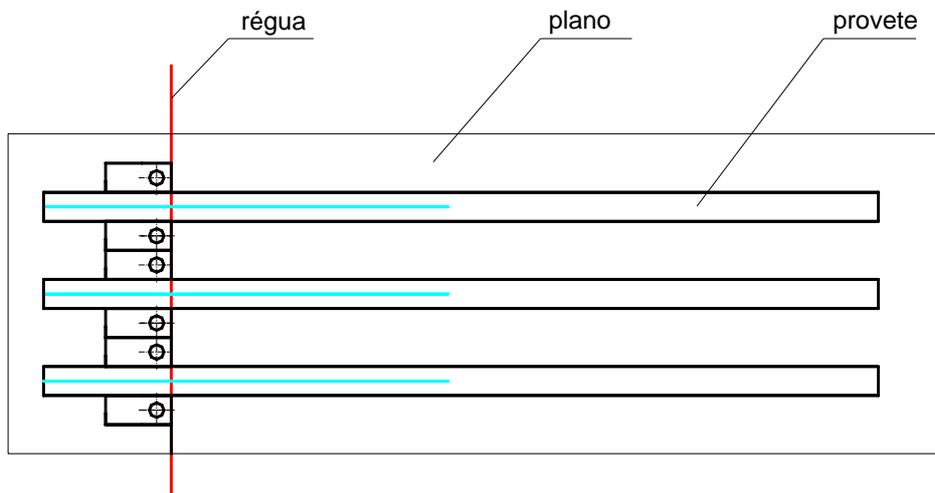


Figura 3.1-4: Esquema de colagem dos blocos nos provetes MMB.

Os provetes foram posteriormente colocados numa estufa durante 24 horas a 75 °C e armazenados numa caixa com desumidificador durante um tempo inferior a 24 horas antes dos ensaios.

### 3.2. ENSAIOS

Todos os ensaios foram realizados na máquina universal Shimadzu AG-50KNG a 1 mm/min em pelo menos 5 provetes de cada tipo. As células de carga empregues em cada ensaio, dadas na tabela 3.2-1, foram escolhidas no sentido de maximizar a precisão dos resultados.

Tabela 3.2-1: Capacidades das células de carga usadas nos ensaios.

DCB	ENF	MMB
500 N	5 KN	500 N

As figuras 3.2-1 e 3.2-2 mostram esquematicamente o dispositivo e um ensaio DCB, respectivamente. Os provetes DCB foram submetidos a um primeiro ciclo de carga (ISO 15024, 2001) que consistiu em propagar a fenda a partir do filme de PTFE cerca de 3 mm. Isto permitiu obter valores de  $G_{Ic}$  de iniciação a partir do filme e gerar uma pré-fenda. Após a descarga, foi efectuado novo ciclo em que a fenda foi propagada em cerca de 50mm. Registaram-se então os valores de  $G_{Ic}$  de iniciação a partir da pré-fenda e os de propagação.

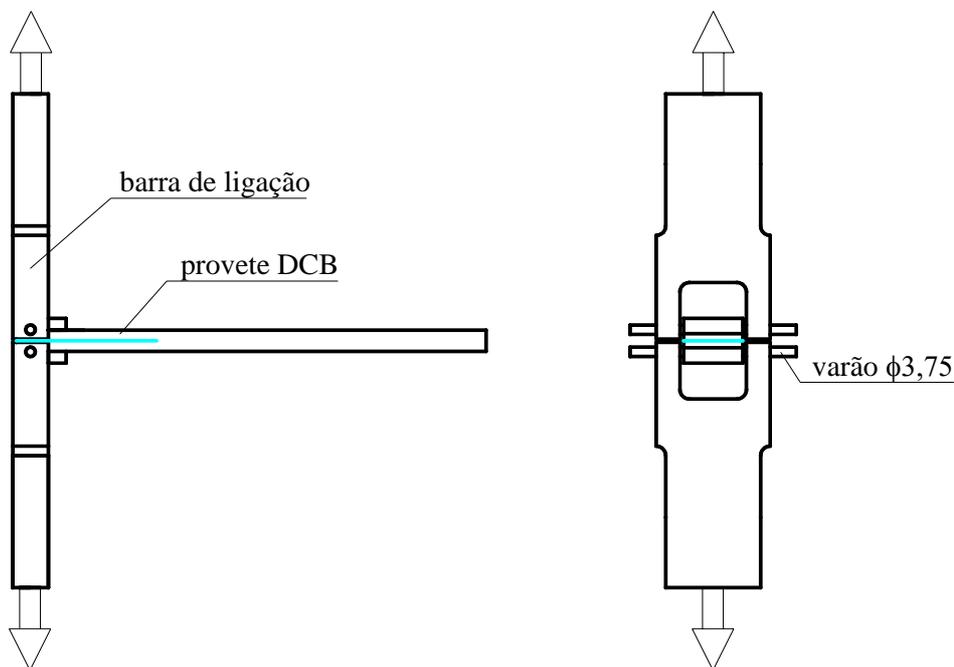


Figura 3.2-1: Representação esquemática da montagem para o ensaio DCB.

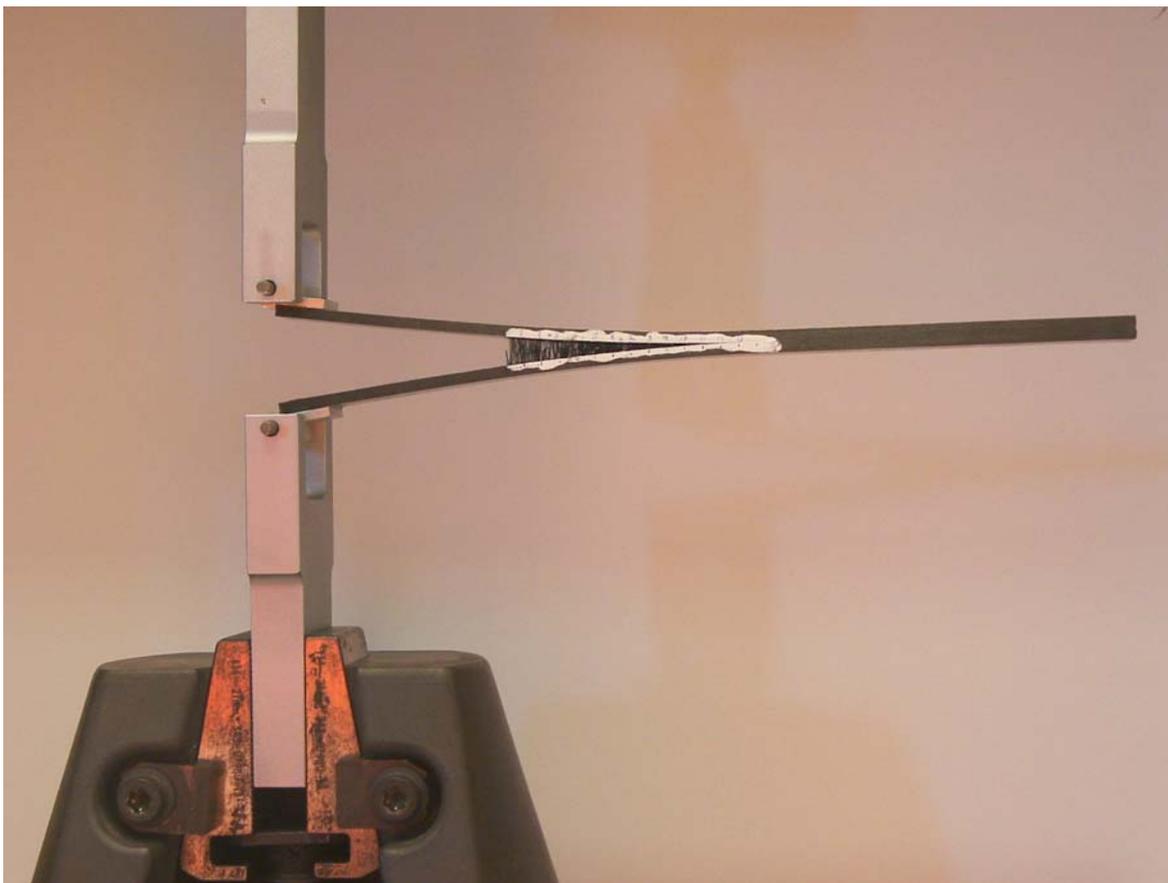


Figura 3.2-2: Fotografia de um ensaio DCB.

Os ensaios ENF foram realizados de acordo com as montagens das figuras 3.2-3 e 3.2-4. De acordo com a metodologia descrita na secção 2.3, efectuaram-se previamente ensaios de flexão para obter as flexibilidades necessárias para as calibrações CC1 e CC2 anteriormente descritas (secção 2.3). Cada provete foi submetido a um primeiro ensaio ENF, que permitiu obter o valor  $G_{IIC}$  de iniciação a partir do filme e proporcionou a pré-fenda para um segundo ensaio. A posição da frente da pré-fenda foi marcada com auxílio de um microscópio óptico e só depois foi efectuado o segundo ensaio. Não obstante, o verdadeiro comprimento de fenda que seria utilizado nos cálculos posteriores foi obtido pelos métodos de calibração da flexibilidade CC1 e CC2.

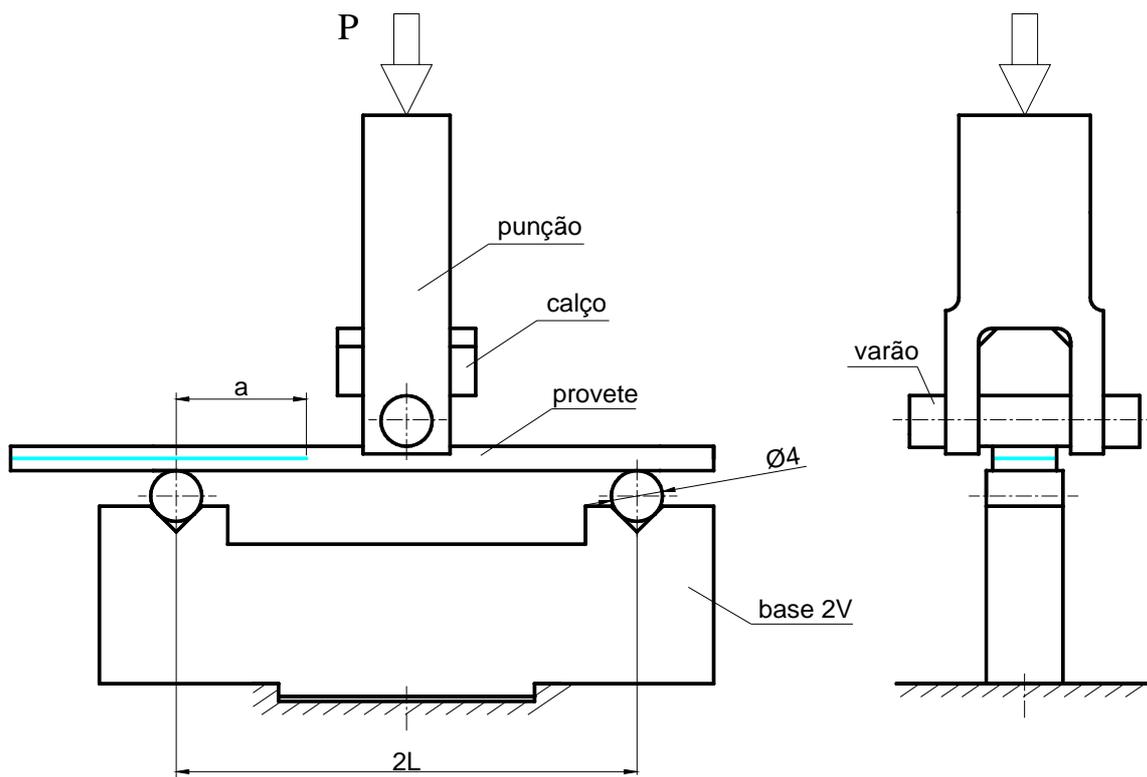


Figura 3.2-3: Representação esquemática da montagem para o ensaio ENF.

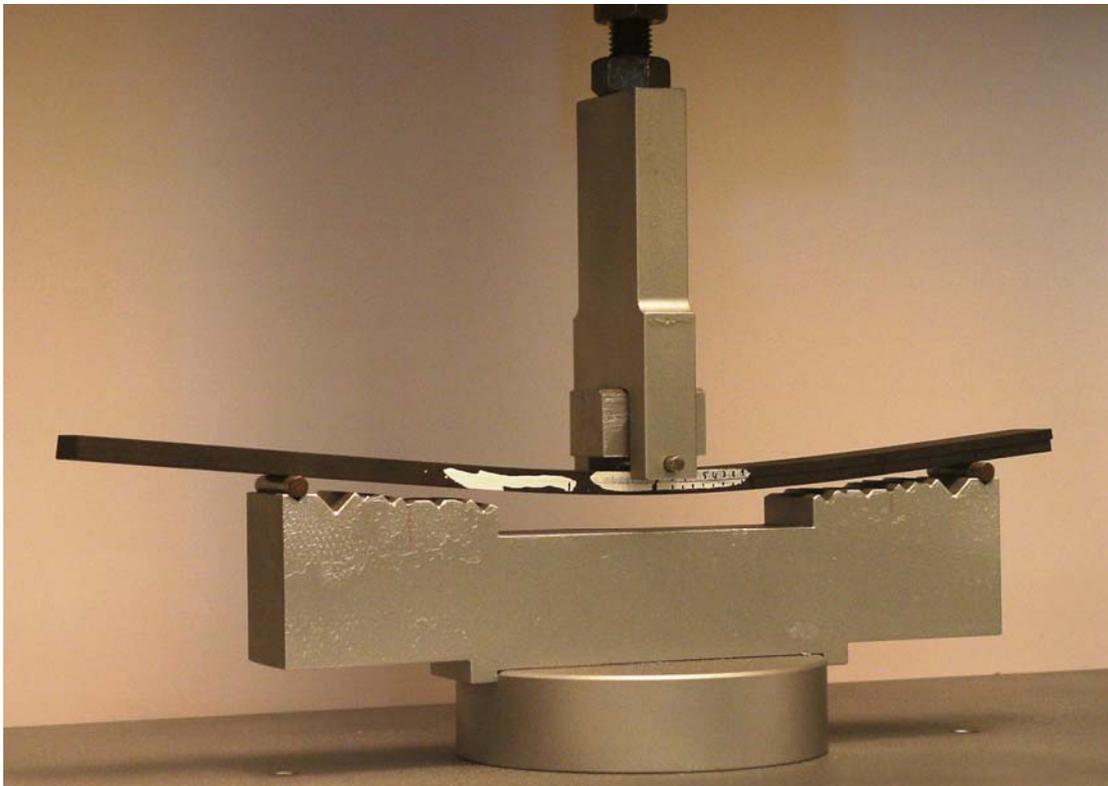


Figura 3.2-4: Fotografia de um ensaio ENF.

É importante salientar que, seguindo Tao e Sun (1998), os provetes ENF foram posicionados de forma que a camada  $\theta$  ficasse no braço inferior, ou seja, sob compressão, minimizando assim a possibilidade de dano intralaminar. Obviamente, isto não foi possível nos provetes  $\theta/-\theta$ .

Finalmente, as figuras 3.2-5 e 3.2-6 ilustram os dispositivos usados nos ensaios MMB. Neste caso, devido às questões discutidas na secção 1.4, foram apenas realizados ensaios a partir do filme.

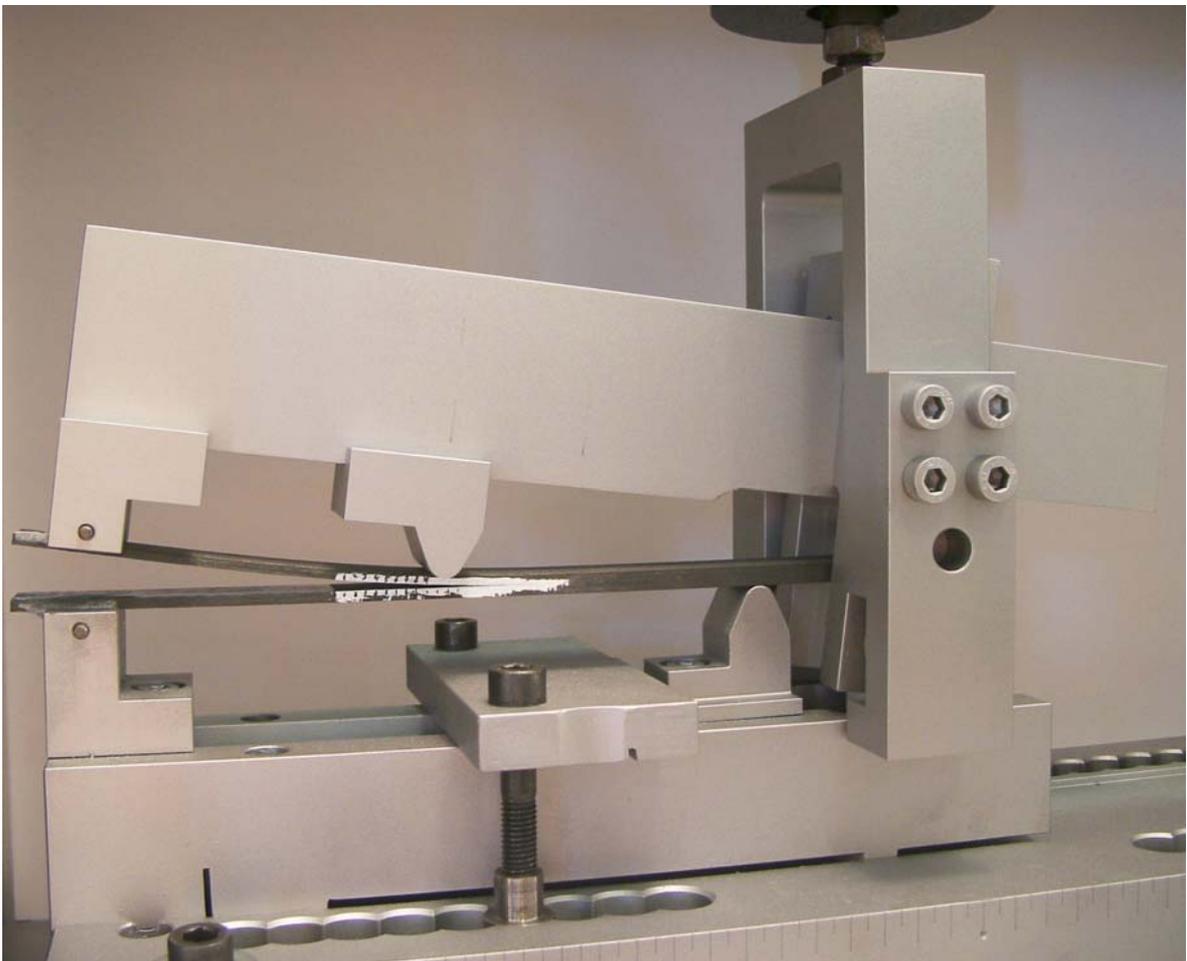


Figura 3.2-5: Fotografia de um ensaio MMB.



### 3.3. TRATAMENTO DE DADOS

Com o objectivo de maximizar o rigor das medições, foram efectuadas duas operações de tratamento de dados dos ensaios. A primeira diz respeito aos deslocamentos medidos. Optou-se por usar os valores dados pelo transdutor do cabeçote da máquina, dada a sua elevada resolução (1  $\mu\text{m}$ ). Porém, devido aos acessórios intermédios e às diferentes células de carga, a flexibilidade do sistema deve ser descontada à efectivamente medida durante o ensaio. Para isso, determinou-se a flexibilidade dos vários dispositivos de acordo com os procedimentos descritos pormenorizadamente no apêndice A. Na prática, verificou-se que a influência na rigidez inicial dos provetes foi sempre inferior a 3%.

A segunda operação foi essencial para o cálculo das taxas críticas de libertação de energia correspondentes à iniciação. Como se viu na secção 1.2, são normalmente usados os critérios de iniciação NL e 5/M, que exigem a análise das curvas  $P$ - $\delta$ . A figura 3.3-1 representa esquematicamente a forma inicial típica das curvas. Como é evidente, há uma zona inicial onde se processa gradualmente a eliminação das folgas do sistema. Para efeitos de análise, essa zona é eliminada e substituída pela extrapolação da zona linear subsequente. Esta foi determinada de forma que coeficiente de regressão fosse superior a 0,99999. Posteriormente, foi efectuada a translação da curva para o novo estado inicial. Seguiu-se a determinação dos pontos NL e 5/M, sendo que, ao contrário deste último, há alguma ambiguidade na definição do primeiro (ver secção 1.2.1). No seguimento dos trabalhos de Morais e Moura (2005a, 2005b), usaram-se os critérios NL1 e NL3, baseados no desvio de 1 % e de 3 % da carga real em relação à carga prevista pela recta de flexibilidade inicial, respectivamente (figura 3.3-1). Porém, os referidos estudos indicam que o ponto NL1 estará frequentemente associado à formação da zona de processo e não à iniciação da fenda em termos macroscópicos.

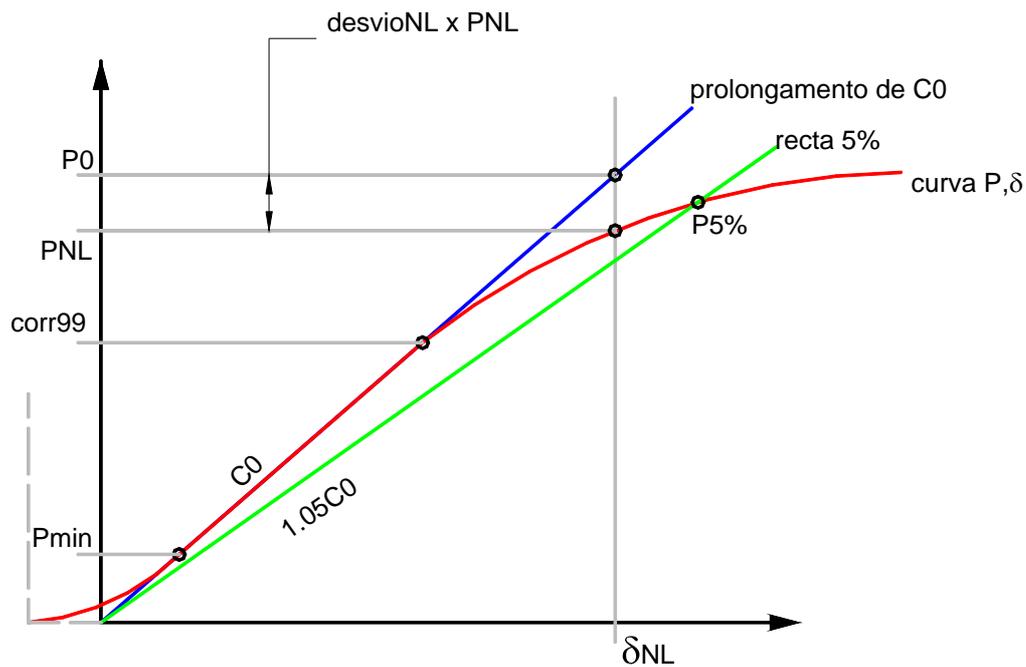


Figura 3.3-1: Cálculo dos pontos NL e 5/M.

No apêndice B discute-se em pormenor a análise das curvas  $P-\delta$ , incluindo os programas em *Visual Basic* que foram para tal desenvolvidos.

# CAPÍTULO 4

## RESULTADOS EXPERIMENTAIS

### 4.1. ENSAIOS DCB

#### 4.1.1 PROVETES VIDRO/EPÓXIDO

As figuras 4.1-1 a 4.1-4 mostram curvas carga ( $P$ ) - deslocamento ( $\delta$ ) típicas de provetes vidro/epóxico com as várias orientações na interface de delaminação. É de salientar que os provetes 0/67,5 foram ensaiados com uma fenda inicial de cerca de 80 mm, ao contrário dos restantes, em que se adoptou uma fenda inicial de cerca de 100 mm. Isto explica em grande medida as diferenças nas curvas das figuras 4.1-2 e 4.1-4. De resto, verificou-se que as curvas  $P$ - $\delta$  obtidas a partir do filme (figuras 4.1-1 e 4.1-2) apresentaram pequenos desvios da linearidade a cargas relativamente baixas, com a iniciação a dar-se ainda sob carga crescente. Este facto é revelador da existência de uma curva  $R$  bastante íngreme, que persistiu nos ensaios efectuados a partir da pré-fenda (figuras 4.1-3 e 4.1-4).

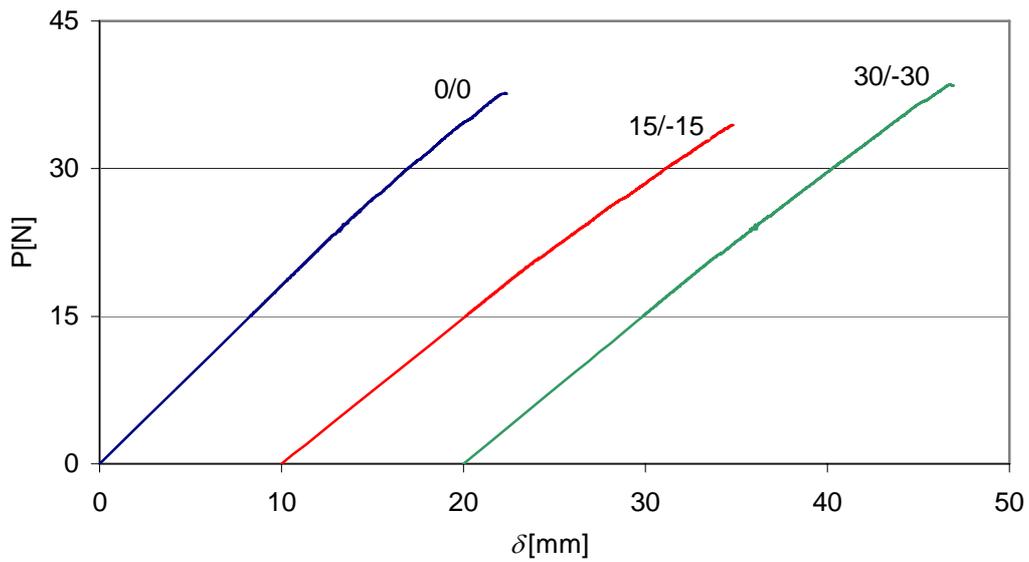


Figura 4.1-1: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/0, 15/-15 e 30/-30 em ensaios efectuados a partir do filme. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 15/-15 e 30/-30 estão deslocadas da origem 10 e 20 mm, respectivamente.

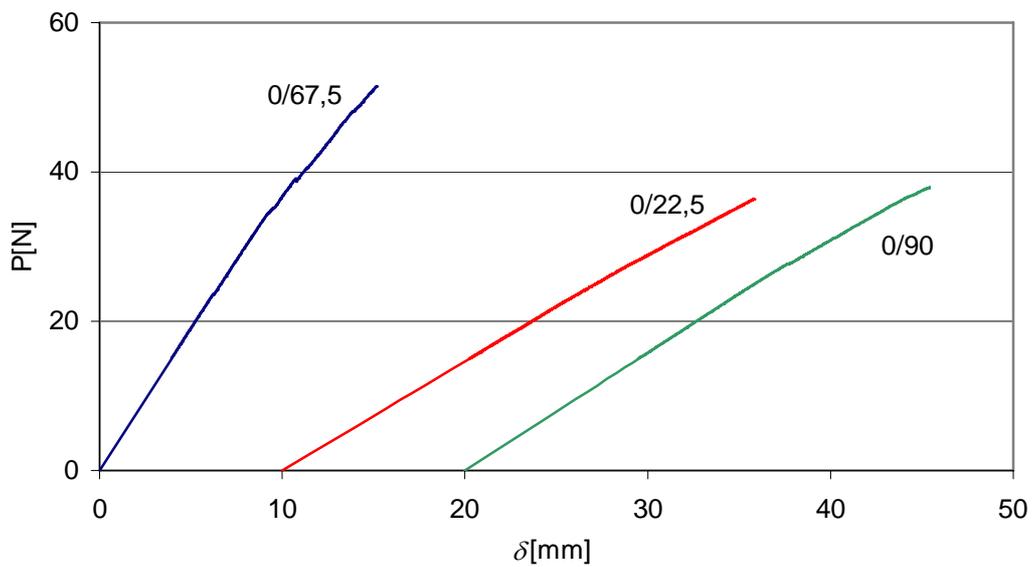


Figura 4.1-2: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/22,5, 0/67,5 e 0/90 em ensaios efectuados a partir do filme. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 0/22,5 e 0/90 estão deslocadas da origem 10 e 20 mm, respectivamente.

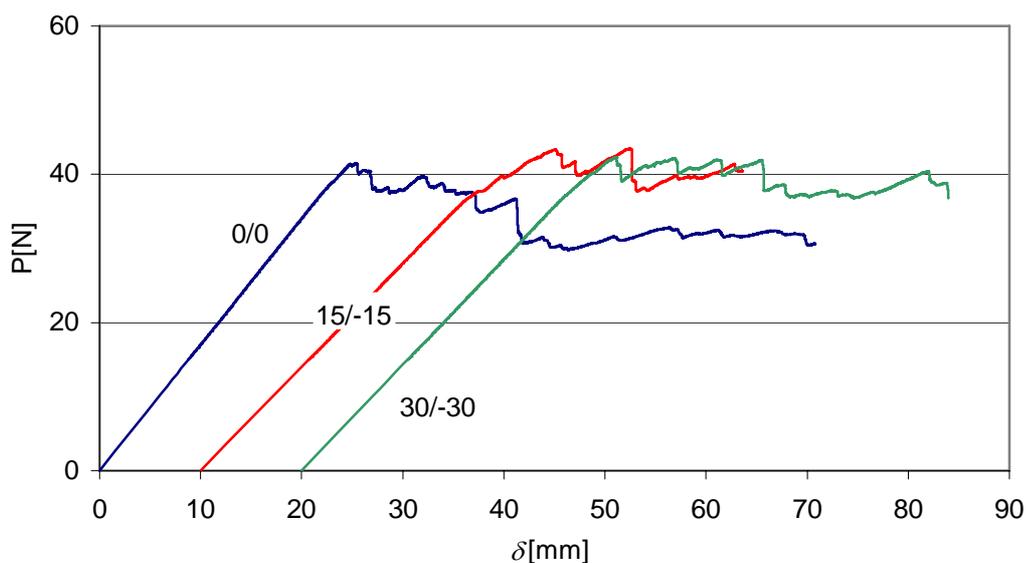


Figura 4.1-3: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/0, 15/-15 e 30/-30 em ensaios efectuados a partir da pré-fenda. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 15/-15 e 30/-30 estão deslocadas da origem 10 e 20 mm, respectivamente.

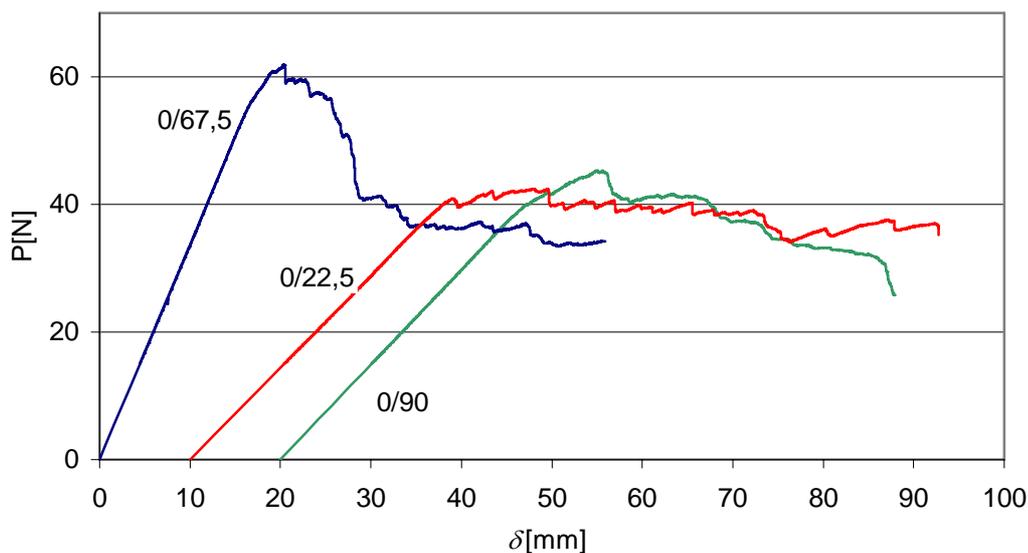


Figura 4.1-4: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/22,5, 0/67,5 e 0/90 em ensaios efectuados a partir da pré-fenda. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 0/22,5 e 0/90 estão deslocadas da origem 10 e 20 mm, respectivamente.

Dada a ausência de *fibre bridging*, a curva  $R$  deve-se provavelmente à formação de zonas de processo consideráveis na frente da fenda, incluindo deformações plásticas locais significativas. Para tal contribuiu seguramente a rigidez relativamente baixa das fibras de

vidro, assim como a forma de tecido em que estas se apresentaram, na medida em que permite a formação de “bolsas” ricas em resina nas interfaces. Na realidade, após a descarga, quase todos os provetes apresentavam uma pequeníssima deformação permanente, tipicamente 1 mm de abertura na zona dos blocos de aplicação de carga. Naturalmente, a elevada rigidez à flexão dos braços do provete e o comportamento elástico das camadas a 0° impediram deformações plásticas mais extensas.

Há também outros factores que explicam que a carga não tenha baixado durante a propagação: a formação de segundas delaminagens e a ocorrência de dano intralaminar em determinadas fases dos ensaios. De facto, após comprimento variável de propagação, gerou-se frequentemente uma segunda delaminação na interface  $0/\theta$  mais próxima da delaminação inicial. No caso dos provetes 45/-45, isso ocorreu imediatamente após a iniciação a partir do filme gerador da fenda (figura 4.1-5). Foi portanto impossível obter valores de  $G_{Ic}$  válidos para esses provetes.

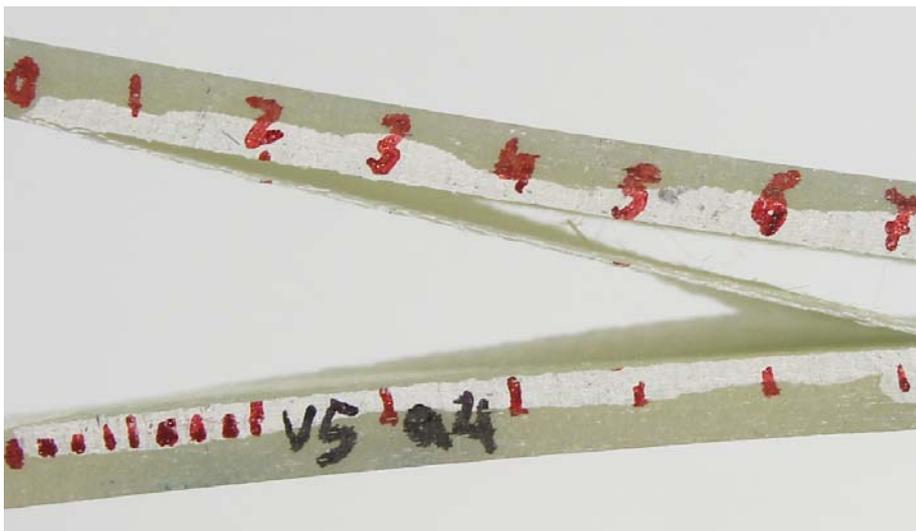


Figura 4.1-5: Fotografia de um provete vidro/epóxico 45/-45.

Nos outros provetes, a zona inicial de propagação interlaminar pura foi suficientemente longa para permitir medir  $G_{Ic}$  de iniciação a partir do filme e da pré-fenda. Todavia, após comprimentos de propagação variáveis, foram observadas delaminagens duplas na maior parte dos provetes (figuras 4.1-6 a 4.1-10), com excepção dos 0/90 e 0/0.

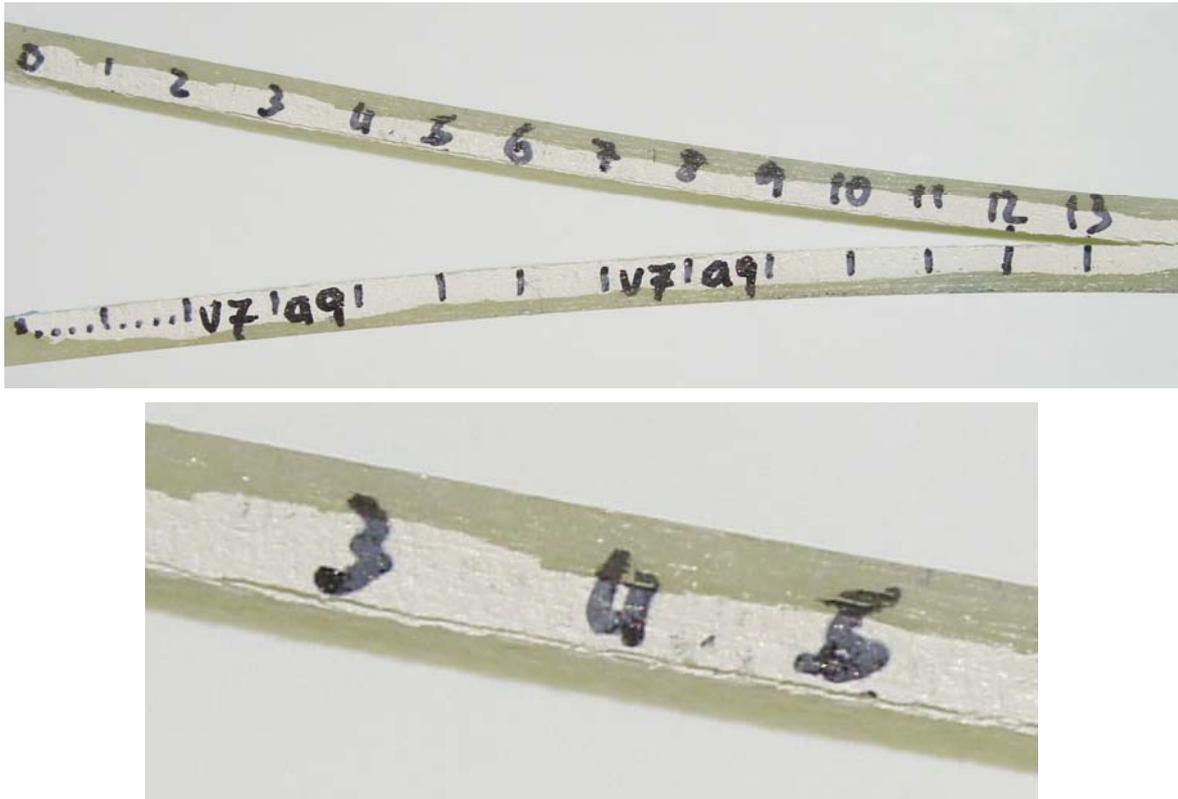


Figura 4.1-6: Fotografia de um provete vidro/epóxico 30/-30 incluindo a ampliação da segunda delaminação.

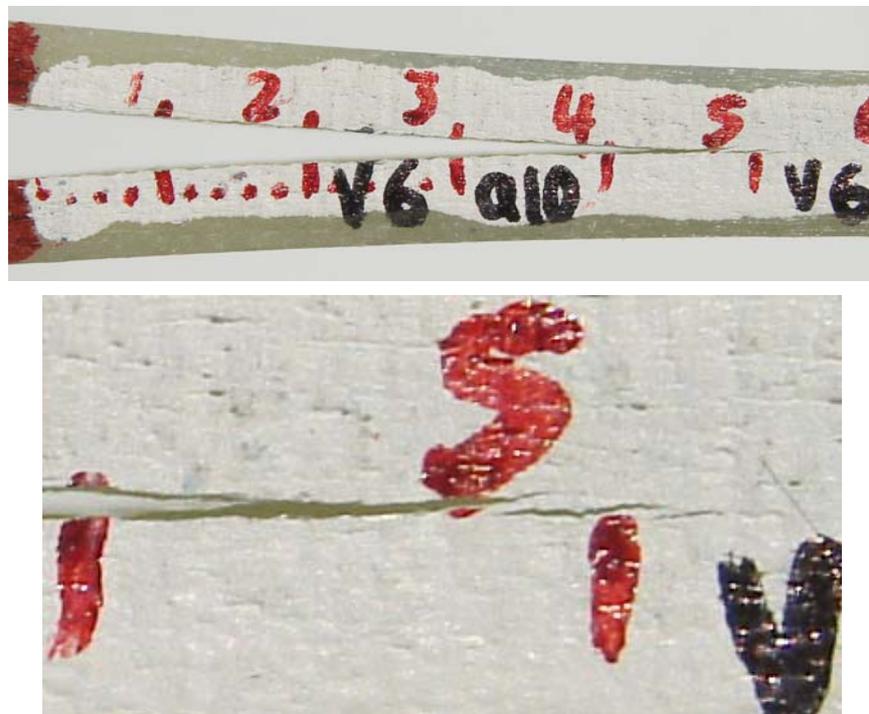


Figura 4.1-7: Fotografia de um provete vidro/epóxico 15/-15 incluindo a ampliação da zona de dano intralaminar.

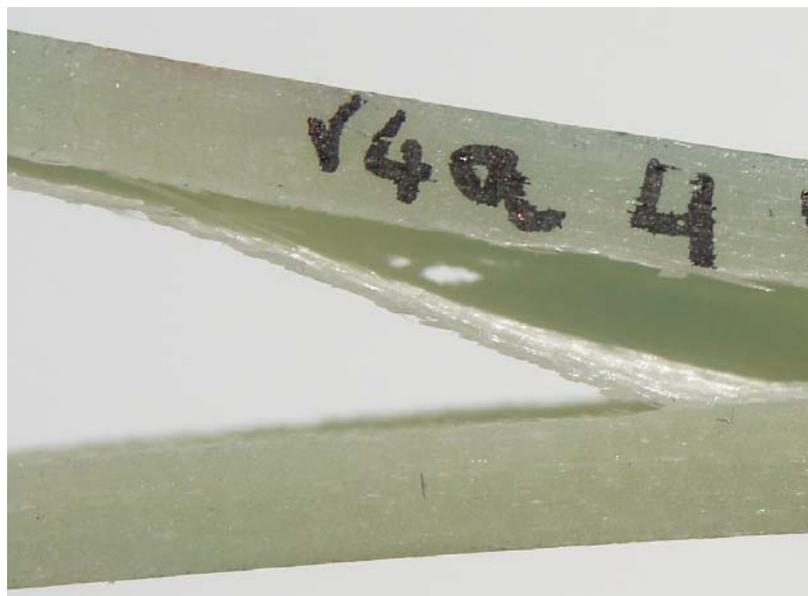


Figura 4.1-8: Fotografia de um provete 0/67,5 incluindo a ampliação da zona de ramificação vista no bordo que não foi previamente pintado.

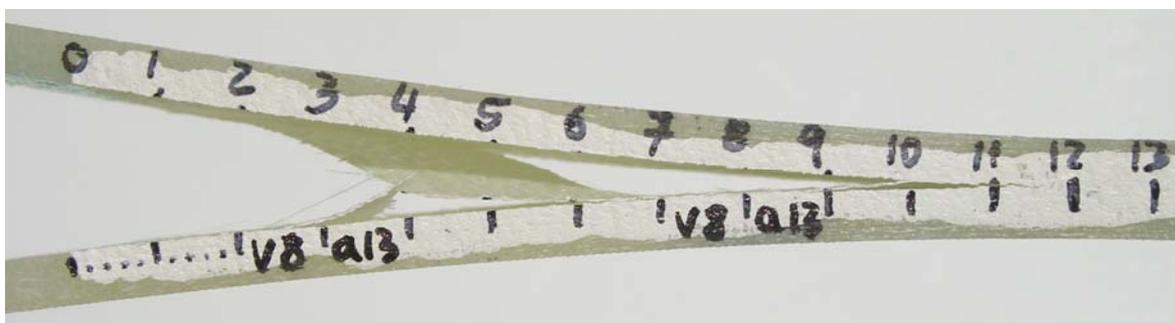


Figura 4.1-9: Fotografia de um provete 0/45.

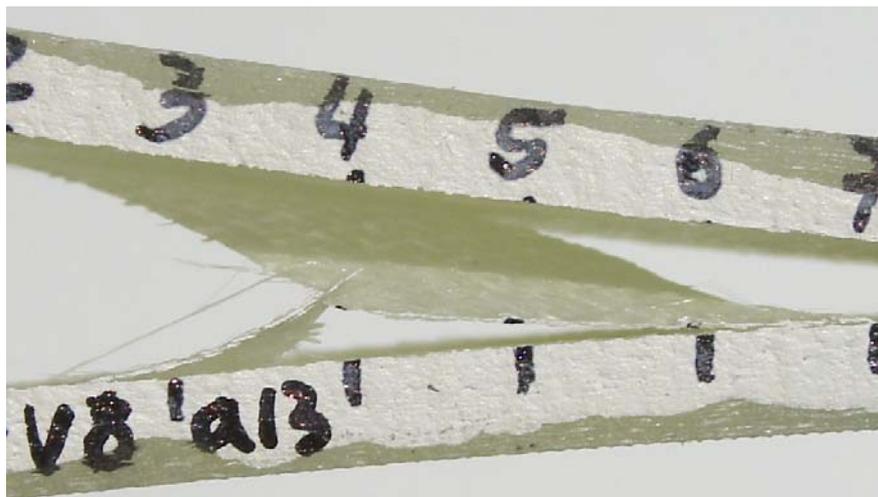


Figura 4.1-9: (Continuação) ampliação da zona de dupla delaminação de um provete 0/45..

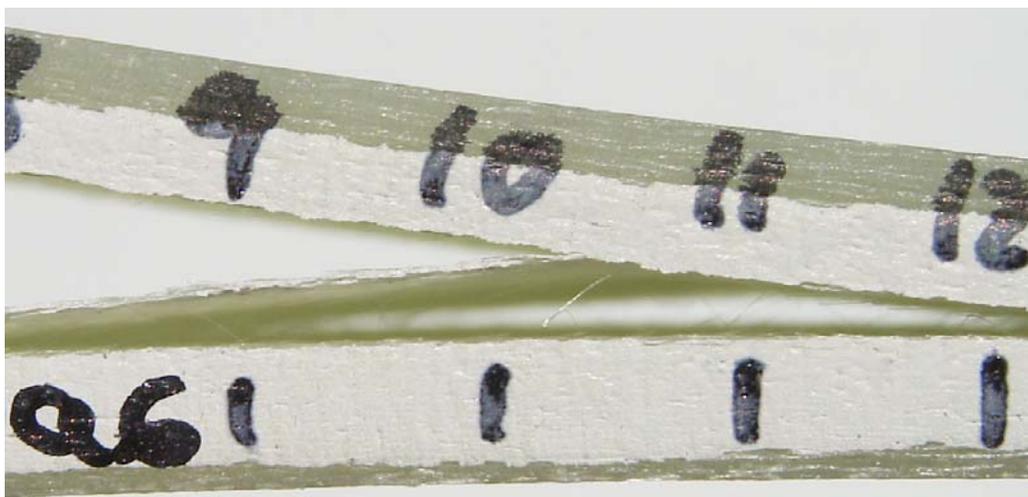


Figura 4.1-10: Fotografia de um provete 0/22,5 incluindo a ampliação da zona de dupla delaminação.

Por outro lado, nos provetes 0/90, a propagação da delaminação foi, a dada altura, acompanhada de fissuras na camada interfacial a 90° e de delaminações na interface 0/90 vizinha (figura 4.1-11). As superfícies de fractura foram algo irregulares, mas a presença

de fibras na direcção transversal impediu a formação clara de degraus registada por Morais e outros (2002b) em compósitos unidireccionais (ver figuras 1.2-10 e 1.2-12).

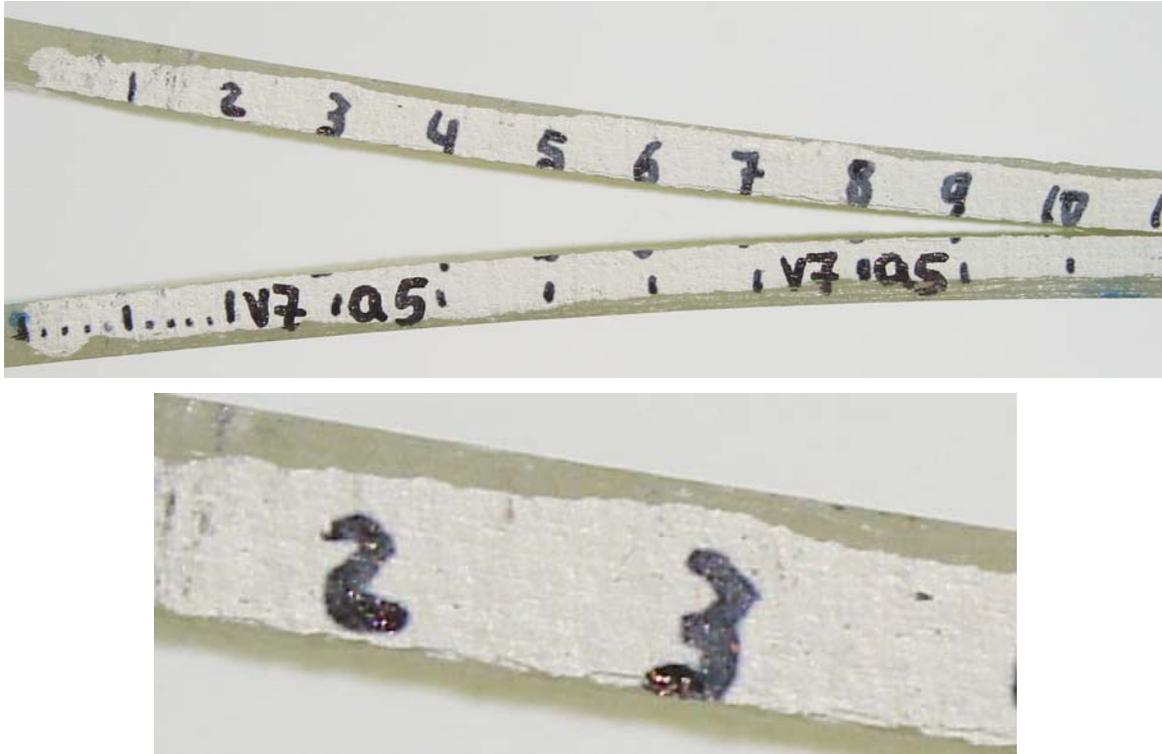


Figura 4.1-11: Fotografia de um provete vidro/epóxico 0/90 incluindo uma ampliação de um dos braços.

Finalmente, conforme esperado, nos provetes 0/0 a propagação da fenda foi interlaminar pura, embora a interface fosse algo irregular (figura 4.1-12). Isto pode dever-se à migração e ajustamento de fibras entre camadas vizinhas, ambas a 0°. Obviamente, os 20% de fibras na direcção transversal evitaram o fenómeno de *fibre bridging* habitualmente observado nos laminados UD.



Figura 4.1-12: Fotografia de um provete vidro/epóxico 0/0.

As figuras 4.1-13 a 4.1-15 mostram gráficos de regressão da TVC e módulos à flexão estimados (equação 1.2-2 da secção 1.2-1) típicos de provetes vidro/epóxico com as várias orientações na interface de delaminação.

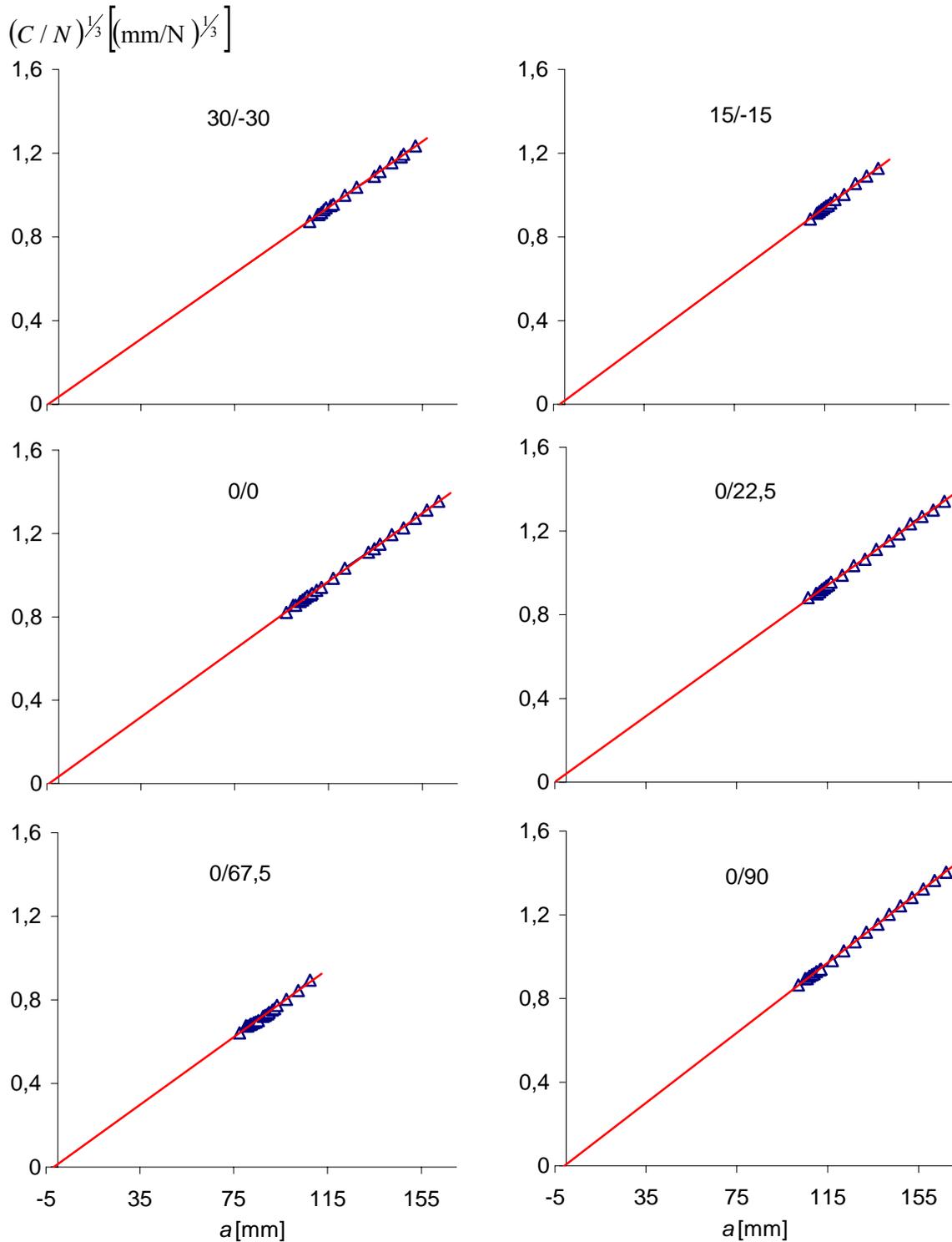


Figura 4.1-13: Gráficos de regressão da TVC de provetes vidro/epóxico.

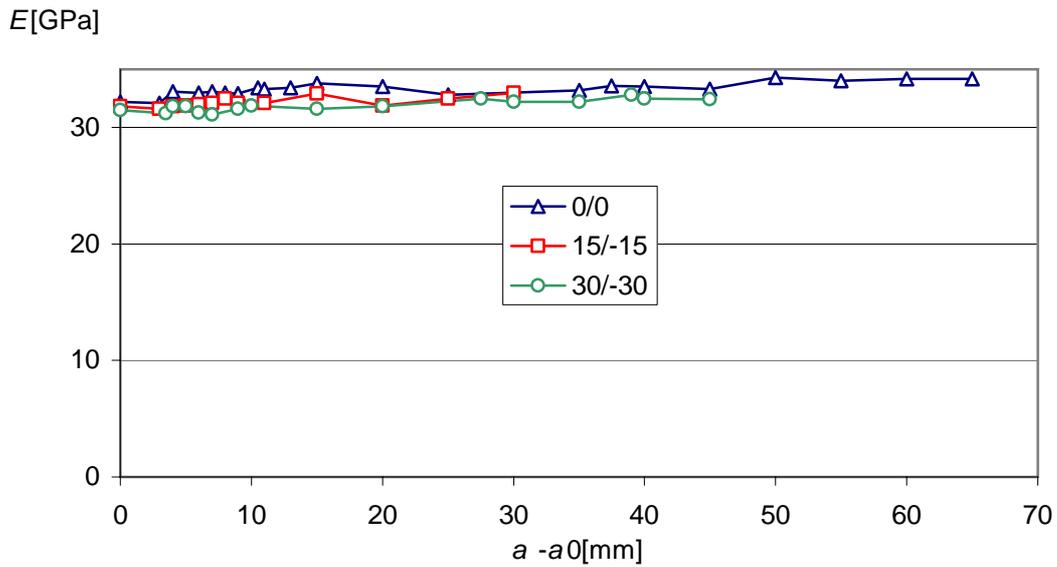


Figura 4.1-14: Módulos à flexão estimados pela TVC de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/0, 15/-15 e 30/-30.

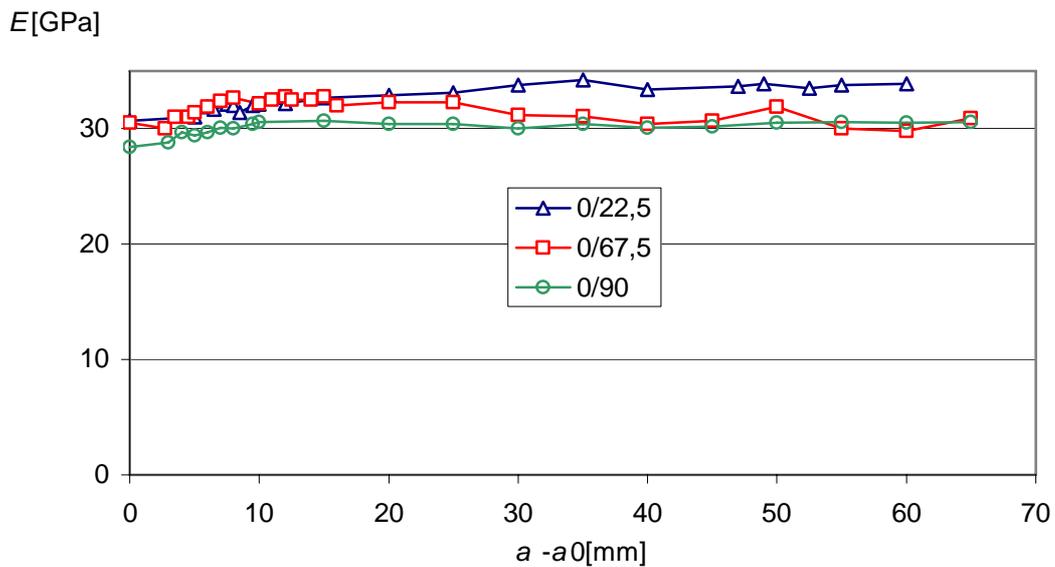


Figura 4.1-15: Módulos à flexão estimados pela TVC de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/22,5, 0/67,5 e 0/90.

Os coeficientes de correlação das regressões  $(C/N)^{1/3}$  versus  $a$  foram por vezes superiores a 0,999 e os módulos estimados praticamente independentes do comprimento de fenda. Noutros casos, porém, a formação de dupla delaminação impediu a obtenção de um número suficientemente elevado de pontos  $P-\delta-a$  para uma aplicação rigorosa da TVC. Os

casos mais graves foram os dos provetes 45/-45 e 0/45, para os quais não se apresentam resultados. De facto, nos primeiros, houve dupla delaminação imediatamente após a iniciação a partir do filme, enquanto que nos segundos só existiu um pequeno comprimento de cerca de 5 mm de propagação interlaminar pura. Apesar destas dificuldades, conforme se constata nas figuras 4.1-16 e 4.1-17, os valores experimentais médios do módulo estimado (equação 1.2-2 da secção 1.2.1) e de  $\Delta$  ficaram bastante próximos dos obtidos pela análise de elementos finitos (secção 2.2). As diferenças são naturalmente maiores em  $\Delta$ , devido a esta ser muito pequena em relação aos comprimentos de fenda usados. Refira-se ainda que, para ter em conta os ligeiros desvios (menos de 5 %) em relação à espessura nominal, que se traduzem em alterações do teor de fibra, adoptaram-se as seguintes correcções às previsões dos modelos

$$E_{\text{corr}} = \frac{(2h)_{\text{nominal}}}{(2h)_{\text{real}}} E_{\text{nominal}} \quad (4.1-1)$$

$$\Delta_{\text{corr}} = \frac{(2h)_{\text{real}}}{(2h)_{\text{nominal}}} \Delta_{\text{nominal}} \quad (4.1-2)$$

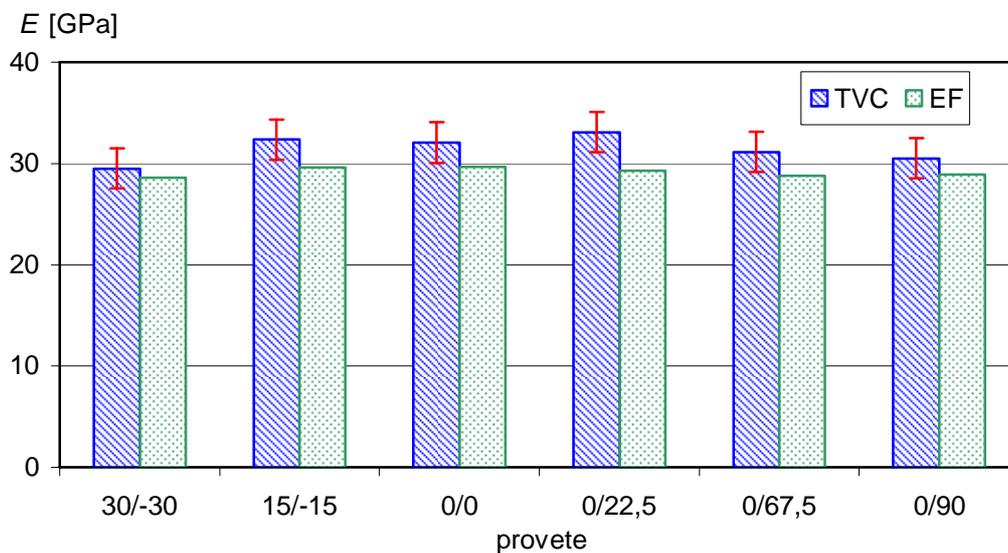


Figura 4.1-16: Valores médios e intervalos de dispersão do módulo estimado pela TVC para os provetes vidro/epóxico. Os resultados das análise de EF são também incluídos.

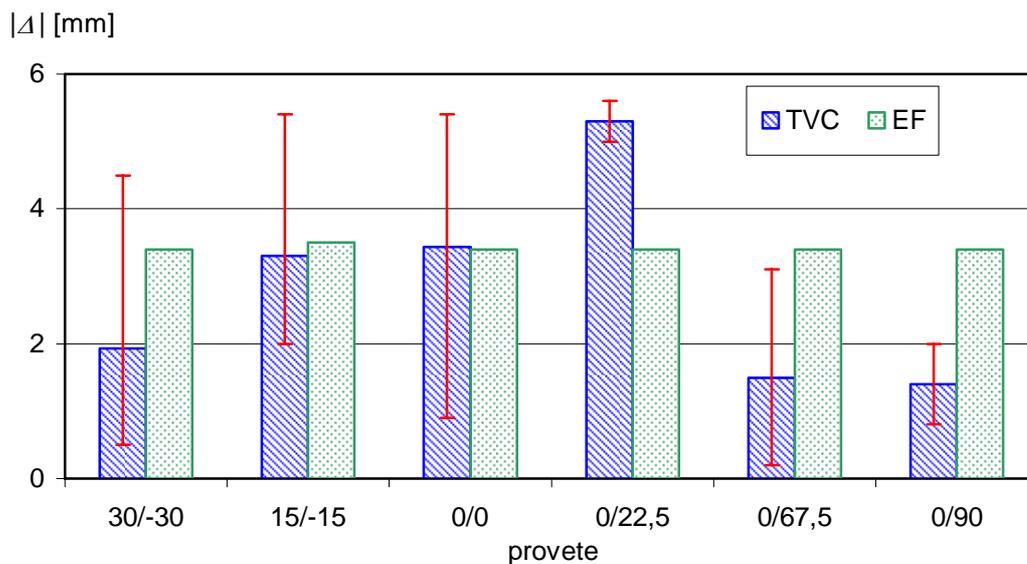


Figura 4.1-17: Valores médios e intervalos de dispersão da correcção  $\Delta$  da TVC para os provetes vidro/epóxico. Os resultados das análise de EF são também incluídos.

Relativamente ao cálculo dos valores de  $G_{Ic}$  de iniciação, optou-se por usar os valores de  $\Delta_{corr}$  (4.1-2), não só pelas dificuldades na obtenção dos valores experimentais, mas também porque estes pressupõem o desenvolvimento pleno da zona de processo, que não ainda ocorreu na fase de iniciação. Na realidade, como o comprimento inicial de fenda foi cerca de 100 mm (excepto nos provetes 0/67,5), o erro introduzido por esta aproximação é bastante pequeno. As figuras 4.1-18 a 4.1-20 mostram os valores médios e intervalos de dispersão de  $G_{Ic}$  de iniciação para os critérios NL1, NL3 e 5/M, respectivamente. Pelas razões já referidas, não se apresentam resultados para os provetes 45/-45. Os efeitos da curva  $R$  anteriormente mencionados foram responsáveis pelas diferenças significativas entre os  $G_{Ic}$  obtidos a partir do filme e da pré-fenda, que foram especialmente notórias quando se usou o critério NL1.

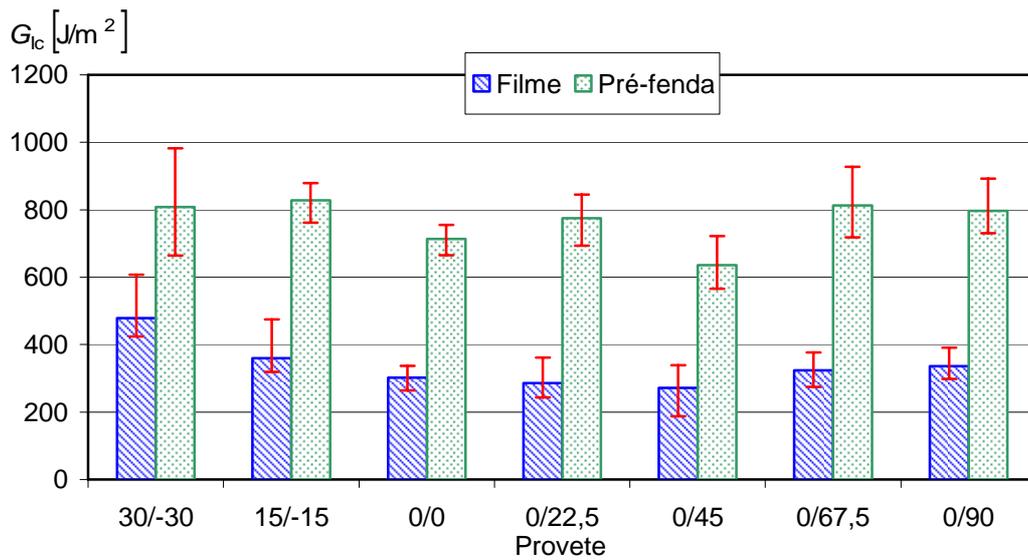


Figura 4.1-18: Valores médios e intervalos de dispersão de  $G_{1c}$  de iniciação obtidos pelo critério NL1 dos provetes vidro/epóxico.

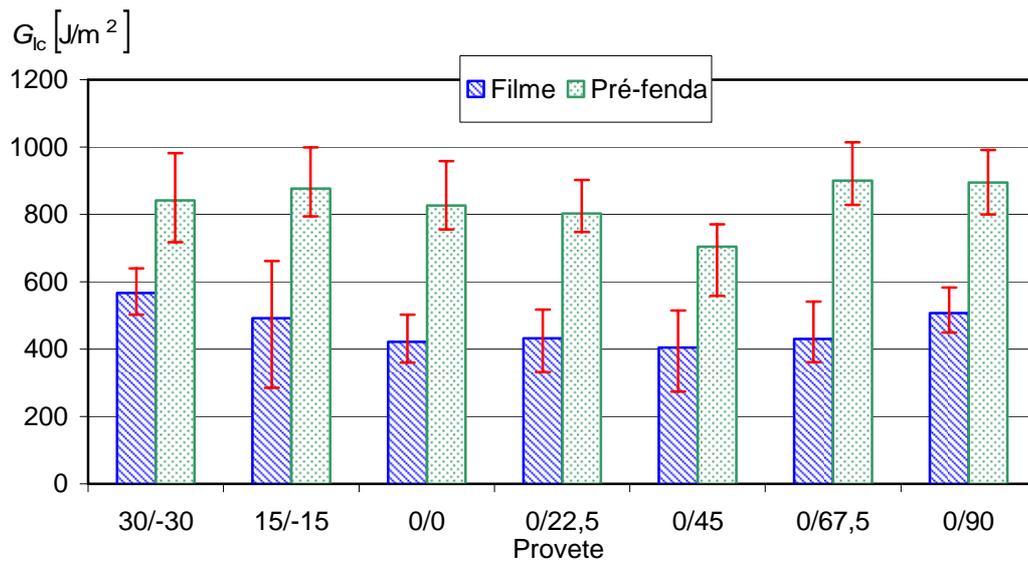


Figura 4.1-19: Valores médios e intervalos de dispersão de  $G_{1c}$  de iniciação obtidos pelo critério NL3 dos provetes vidro/epóxico.

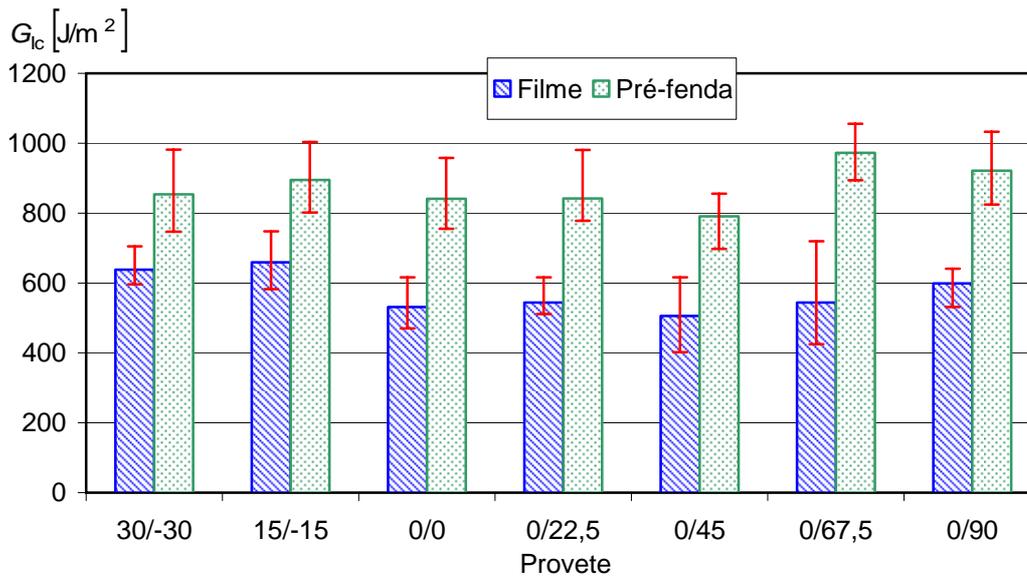


Figura 4.1-20: Valores médios e intervalos de dispersão de  $G_{Ic}$  de iniciação obtidos pelo critério 5/M dos provetes vidro/epóxico.

Tal como indicavam as curvas  $P-\delta$ , os rácios  $G_{Ic(NL1)}/G_{Ic(5/M)}$  foram sempre menores para os valores obtidos a partir do filme (figura 4.1-21). Todavia, é altamente improvável que o ponto NL1 tenha a ver com o crescimento da fenda, mas sim com a formação da zona de processo (Morais e Moura, 2005a, 2005b). Assim se explicam desvios de linearidade mais tardios nos ensaios a partir da pré-fenda, pois a zona de processo já vem parcialmente formada do ciclo anterior.

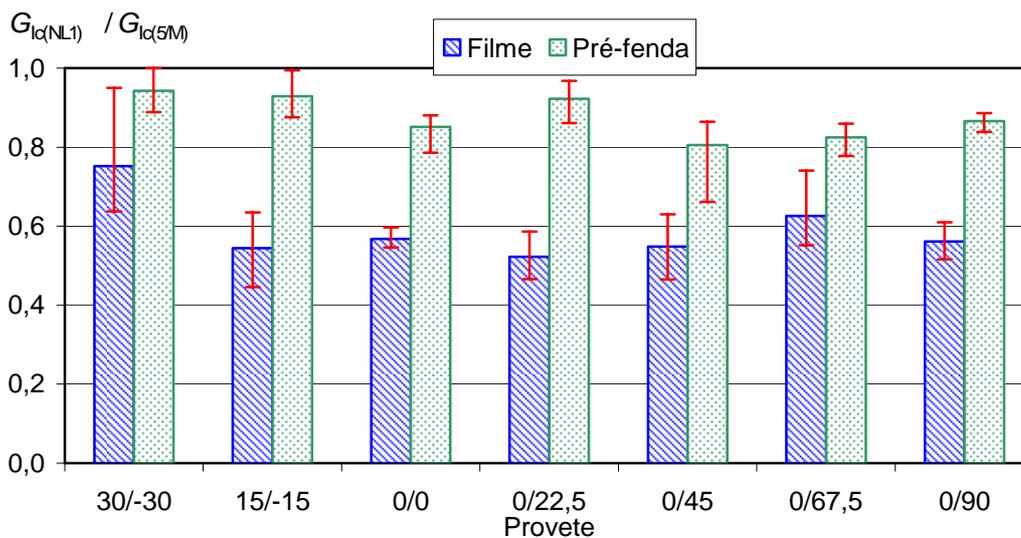


Figura 4.1-21: Rácio entre os valores de  $G_{Ic}$  obtidos pelos critérios de não-linearidade NL1 e 5% ou máximo (5/M) dos provetes vidro/epóxico.

Por outro lado, a figura 4.1-22 mostra que o critério NL3 ficou bastante mais próximo do 5/M, se bem que as diferenças se tenham mantido tipicamente à volta de 20% nos ensaios a partir do filme. Logo, o ponto NL3 poderá continuar algo afectado pela formação da zona de processo, ou o ponto 5/M traduzir já algum efeito de curva  $R$  associado a um pequeno crescimento de fenda.

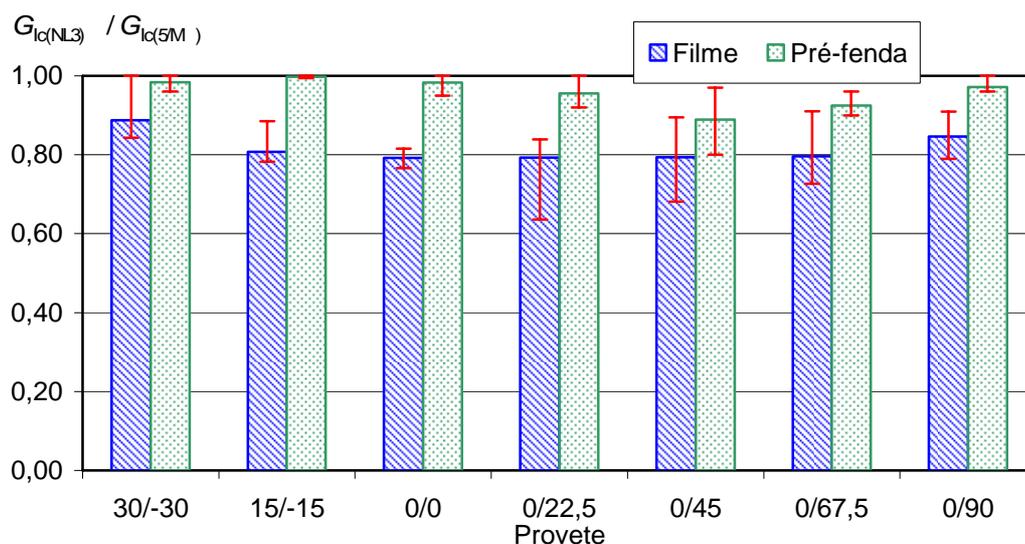


Figura 4.1-22: Rácio entre os valores de  $G_{Ic}$  obtidos pelos critérios de não-linearidade NL3 e 5% ou máximo (5/M) dos provetes vidro/epóxico.

As figuras 4.1-23 e 4.1-24 mostram curvas  $R$  típicas de provetes vidro/epóxico em condições de propagação interlaminar pura. As curvas  $R$  foram, de facto, bastante acentuadas desde o início, o que pode ter afectado o critério 5/M. Os valores máximos de  $G_{Ic}$  de propagação foram semelhantes, sugerindo que o mecanismo que provoca o aumento da tenacidade neste material é a deformação plástica na vizinhança da frente da fenda. Nestas circunstâncias, é de centrar a análise do efeito da interface nos  $G_{Ic}$  de iniciação a partir do filme, não só por serem os mais conservadores, mas também porque os  $G_{Ic}$  de iniciação a partir das pré-fendas serão sensíveis a ligeiras diferenças nos comprimentos reais daquelas.

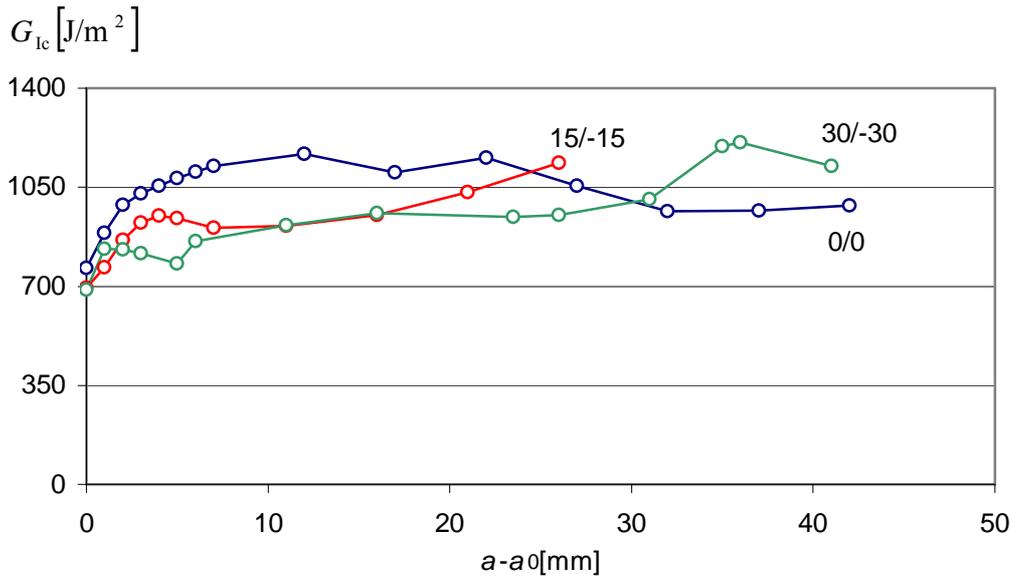


Figura 4.1-23: Curvas  $R$  típicas de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/0, 15/-15 e 30/-30.

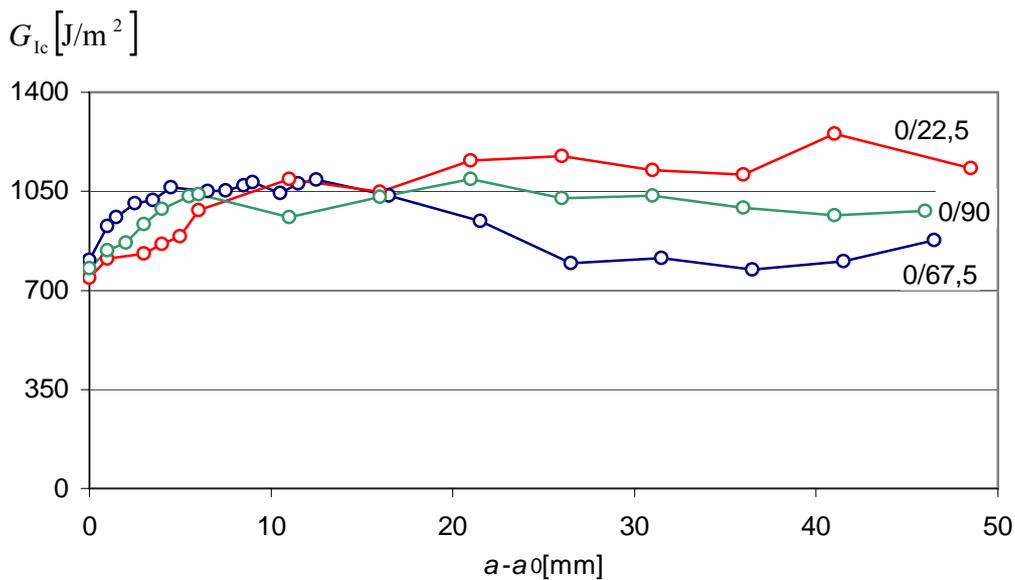


Figura 4.1-24: Curvas  $R$  típicas de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/22,5, 0/67,5 e 0/90.

Quanto ao efeito da interface de delaminação, as figuras 4.1-19 e 4.1-20 sugerem que  $G_{1c}$  é praticamente independente de  $\theta$  para os provetes 0/ $\theta$ . Apenas os provetes 0/90 apresentaram valores de  $G_{1c}$  algo superiores, se bem que essa diferença seja de apenas 13 % no caso do critério 5/M. Portanto, é legítimo supor que se trata de dispersão natural entre amostras. O mesmo já não sucedeu com os provetes  $\theta$ - $\theta$ , que apresentaram valores

de  $G_{Ic}$  cerca de 25 % superiores aos dos provetes 0/0. O critério NL3 mostrou inclusive uma tendência de aumento de  $G_{Ic}$  com  $\theta$ . A explicação pode residir em maiores zonas plásticas nos provetes  $\theta/\theta$ , enquanto que nos provetes 0/ $\theta$  a camada a 0° limita as deformações plásticas locais.

#### 4.1.2. PROVETES CARBONO/EPÓXIDO

As figuras 4.1-25 a 4.1-28 apresentam curvas  $P$ - $\delta$  típicas de provetes carbono/epóxico com as várias orientações de delaminação. Note-se que os provetes 0/0 e 0/90 tinham fendas iniciais com cerca de 70 mm, enquanto que, por razões adiante referidas, nos restantes provetes se optou por fendas de cerca de 95 mm. Isto explica as diferenças na magnitude das cargas e deslocamentos entre os provetes 0/0 e 0/90 e os restantes. A iniciação a partir do filme (figuras 4.1-25 e 4.1-26) ocorreu geralmente sob cargas crescentes em todos os provetes, demonstrando a existência de curvas  $R$  bastante pronunciadas. Isso foi confirmado nas curvas a partir da pré-fenda (figuras 4.1-27 e 4.1-28), uma vez que a carga se manteve elevada após a iniciação. Nos provetes 0/ $\theta$  houve inclusive uma subida considerável da carga.

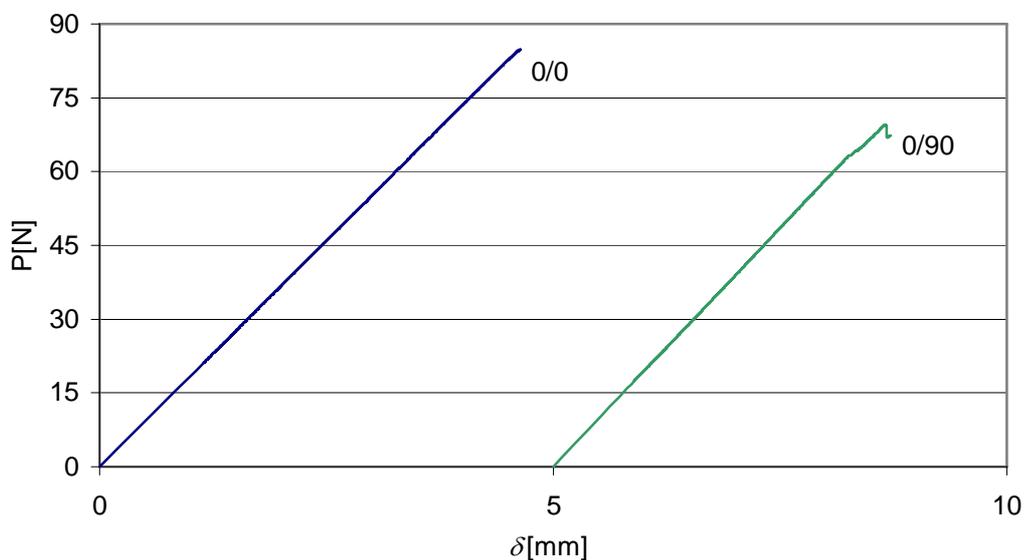


Figura 4.1-25: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes carbono/epóxico com interfaces de delaminação 0/0 e 0/90 em ensaios efectuados a partir do filme. Para maior clareza, a curva do provete 0/90 está deslocada da origem 5mm.

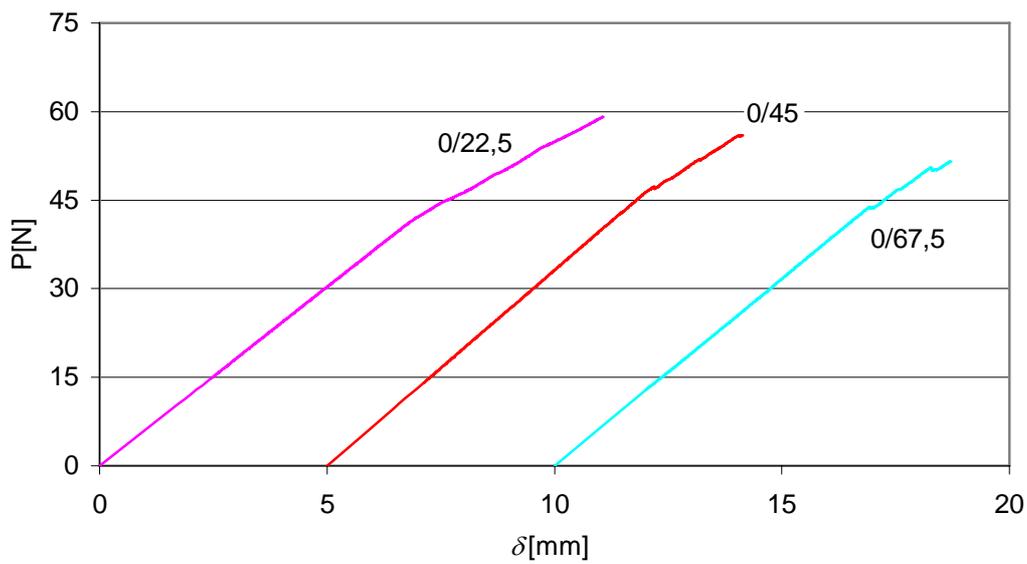


Figura 4.1-26: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes carbono/epóxico com interfaces de delaminação 0/22,5, 0/45 e 0/67,5 em ensaios efectuados a partir do filme. Para maior clareza, as curvas dos provetes 0/45 e 0/67,5 estão deslocadas da origem 5 e 10mm, respectivamente.

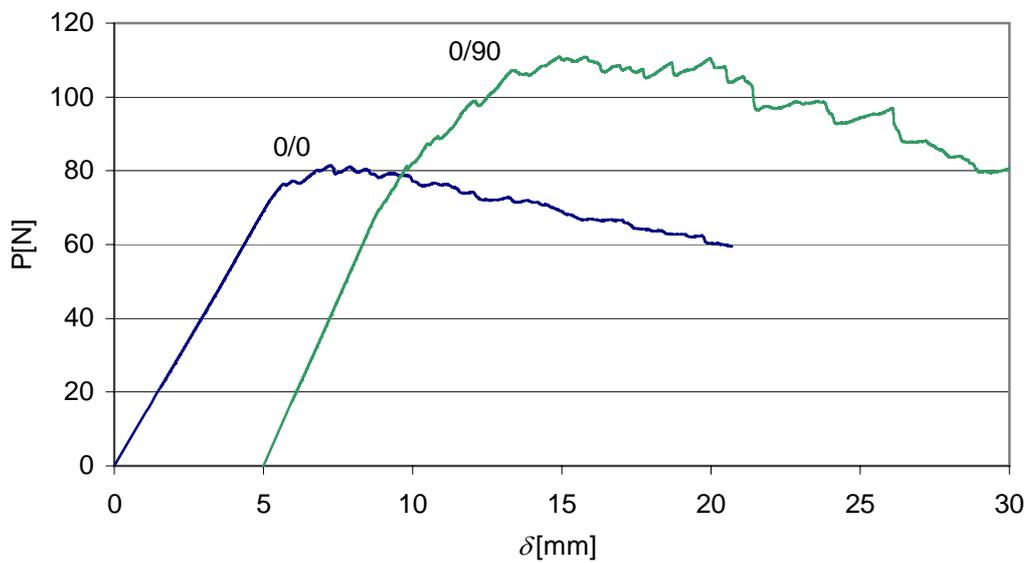


Figura 4.1-27: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes carbono/epóxico com interfaces de delaminação 0/0 e 0/90 em ensaios efectuados a partir da pré-fenda. Para maior clareza, a curva do provete 0/90 está deslocada da origem 5mm.

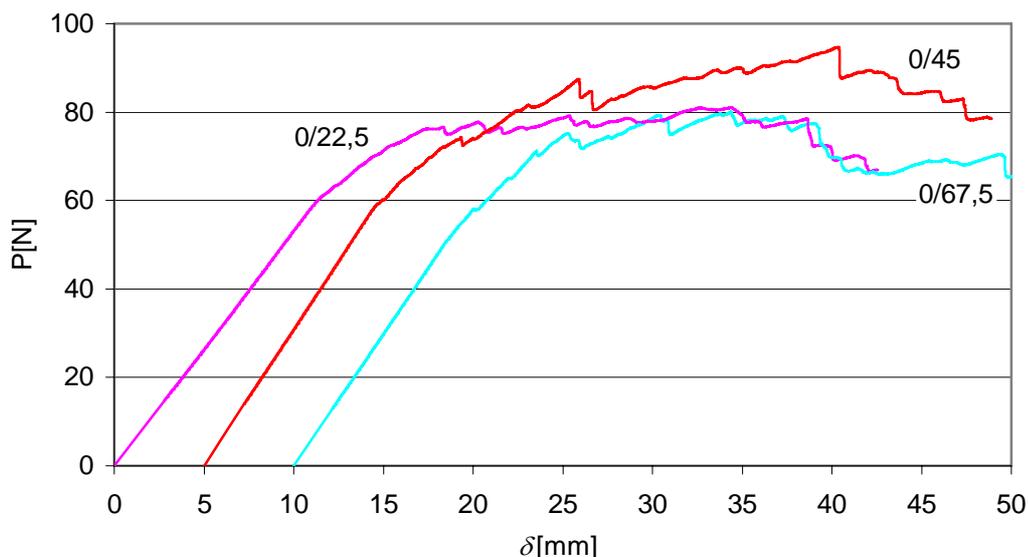


Figura 4.1-28: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes carbono/epóxico com interfaces de delaminação 0/22,5, 0/45 e 0/67,5 em ensaios efectuados a partir da pré-fenda. Para maior clareza, as curvas dos provetes 0/45 e 0/67,5 estão deslocadas da origem 5 e 10mm, respectivamente.

Como é habitual nos provetes UD, a curva  $R$  dos provetes 0/0 deveu-se ao desenvolvimento de *fibre bridging* (figura 4.1-29). Na realidade, este fenómeno ocorreu também nos provetes 0/ $\theta$  (figuras 4.1-30 a 4.1-33), devido ao dano intralaminar na camada interfacial  $\theta$ . De facto, após iniciação a partir do filme nos provetes 0/67,5 e 0/90, a fenda penetrou na camada  $\theta$ , prosseguindo com uma trajectória algo ondulada (figuras 4.1-32 e 4.1-33). Por outro lado, nos provetes 0/22,5 e 0/45, formou-se uma segunda delaminação na interface 0/ $\theta$  mais próxima (figuras 4.1-30 e 4.1-31), devido à fissuração das camadas a 22,5 e 45°, respectivamente.

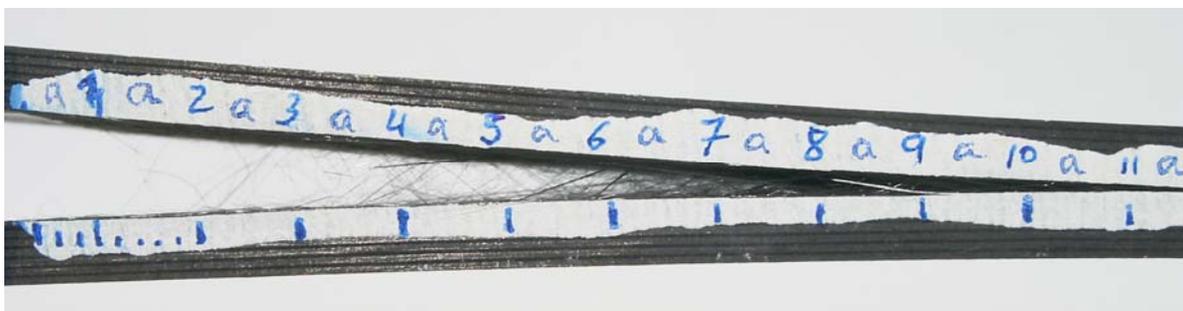


Figura 4.1-29: Fotografia de um provete carbono/epóxico 0/0.

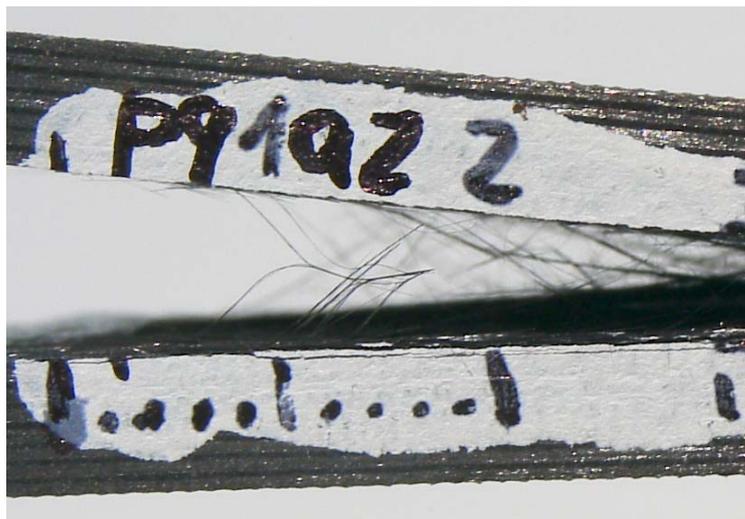
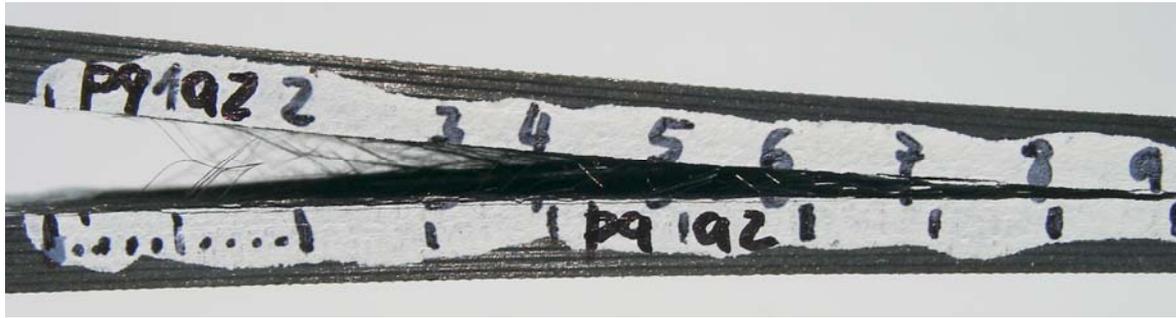


Figura 4.1-30: Fotografia de um provete carbono/epóxico 0/22,5 incluindo a ampliação da zona de ramificação.

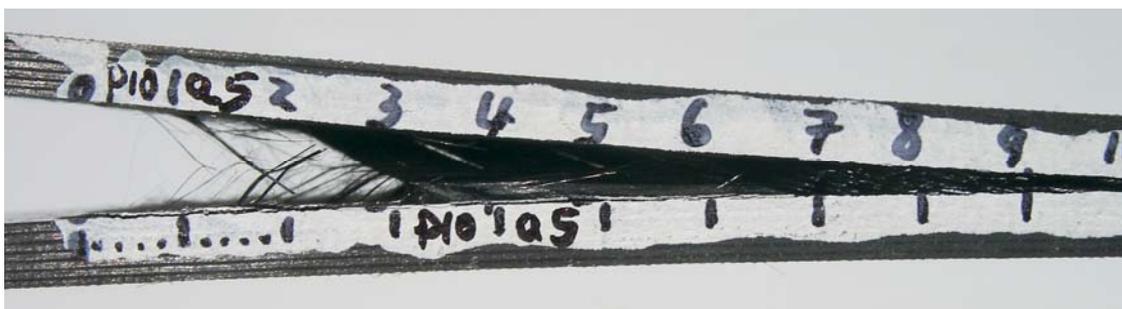


Figura 4.1-31: Fotografia de um provete carbono/epóxico 0/45.



Figura 4.1-31: (Continuação) ampliação da zona de ramificação de um provete 0/45.

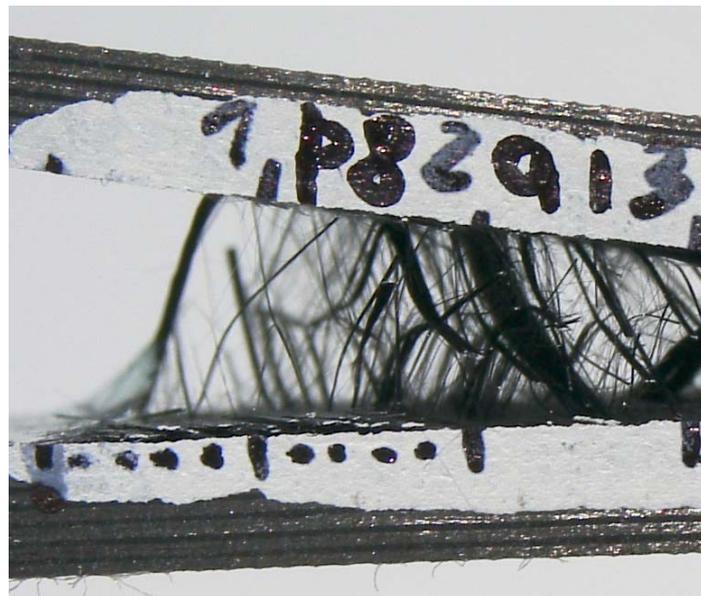


Figura 4.1-32: Fotografia de um provete carbono/epóxico 0/67,5 incluindo a ampliação da zona de dano intralaminar.

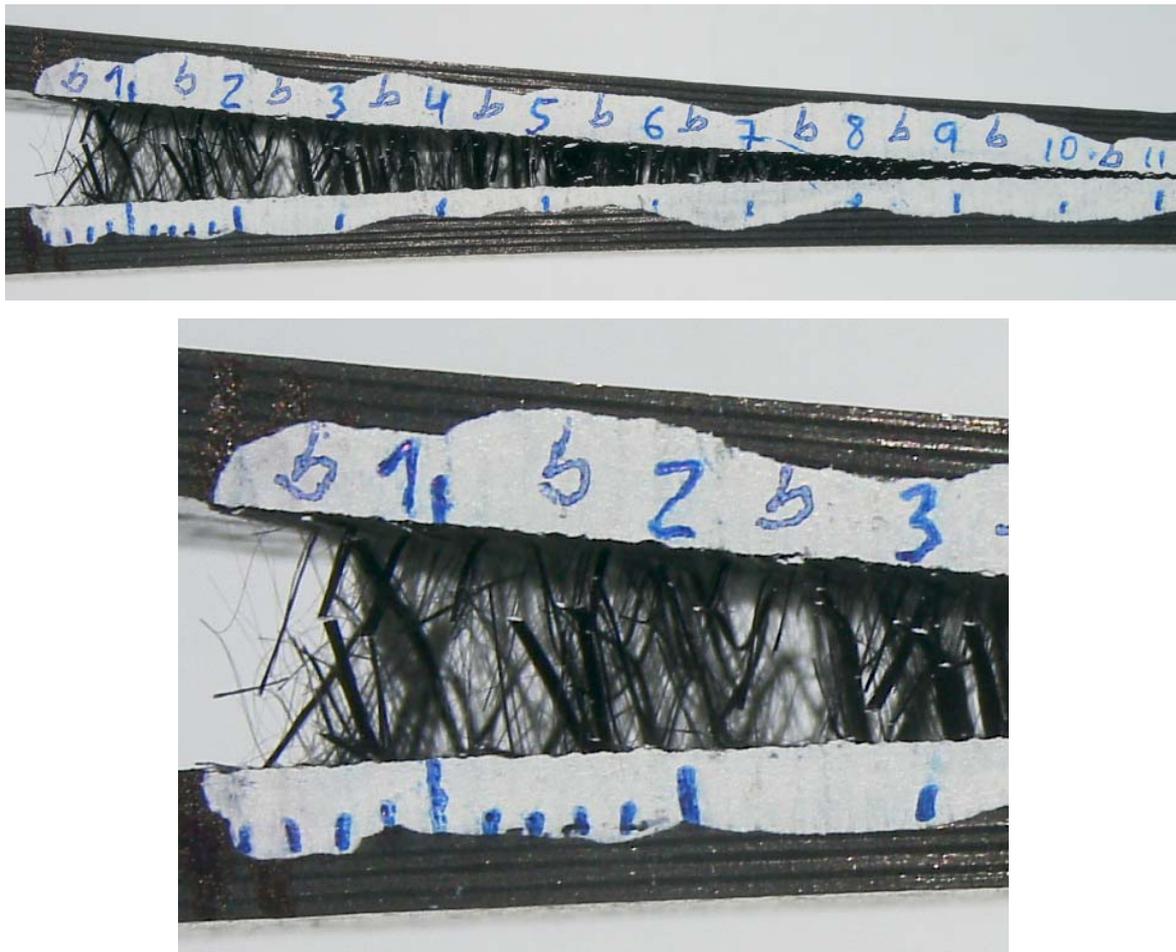


Figura 4.1-33: Fotografia de um provete carbono/epóxico 0/90 incluindo a ampliação da zona próxima da fenda inicial.

As figuras 4.1-34 e 4.1-35 mostram gráficos típicos da regressão  $(C/N)^{1/3}$  versus  $a$  e módulos de flexão estimados pela TVC (equação 1.2-2). Obviamente, devido à formação de dupla delaminação, não foi possível aplicar a TVC aos provetes 0/22,5 e 0/45. Por outro lado, apesar da propagação parcialmente intralaminar, obtiveram-se correlações elevadas (superiores a 0,999) nas regressões.

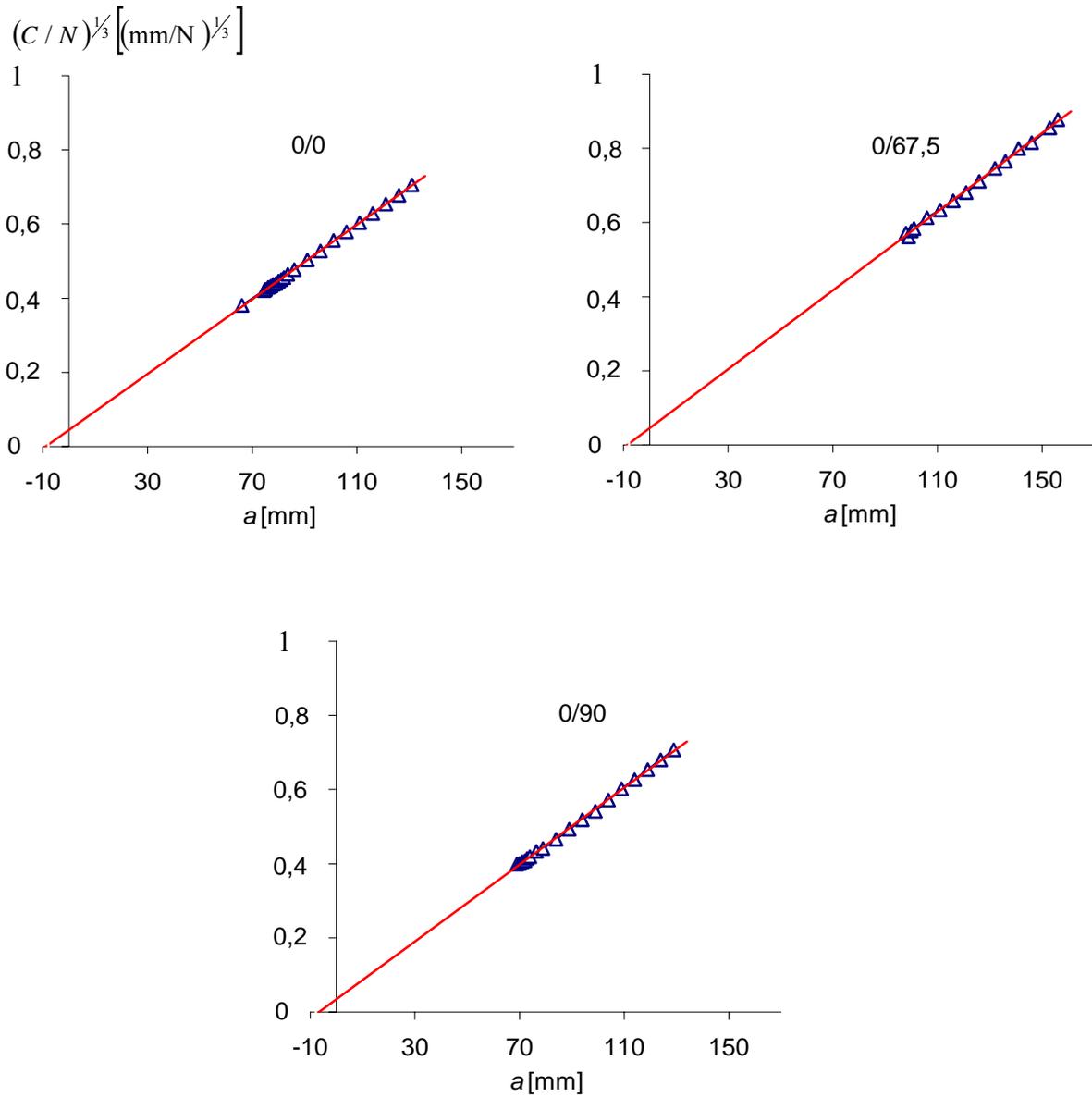


Figura 4.1-34: Gráficos de regressão da TVC de provetes carbono/epóxico com interfaces de delaminação 0/0, 0/67,5 e 0/90.

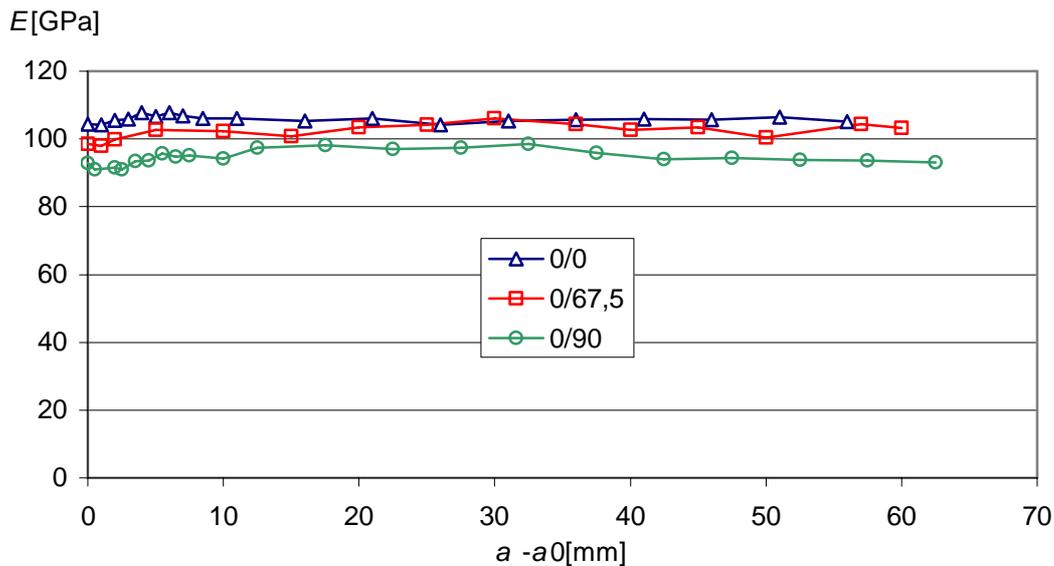


Figura 4.1-35: Módulos à flexão estimados pela TVC de provetes carbono/epóxico com interfaces de delaminação 0/0, 0/67,5 e 0/90.

As figuras 4.1-36 e 4.1-37 apresentam os valores médios e intervalos de dispersão dos módulos estimados pela TVC (equação 1.2-2) e das correcções  $\Delta$ , que são comparados com os valores obtidos na análise de elementos finitos (secção 2.2), corrigidos com as equações (4.1-1) e (4.1-2). Pode-se verificar que, apesar do *fibre bridging*, há boa concordância entre os módulos previstos e os estimados pela TVC. O mesmo já não sucede com a correcção  $\Delta$ , naturalmente mais sensível ao *fibre bridging*. Como seria de esperar, quer o módulo quer  $\Delta$  são geralmente superiores aos valores previstos.

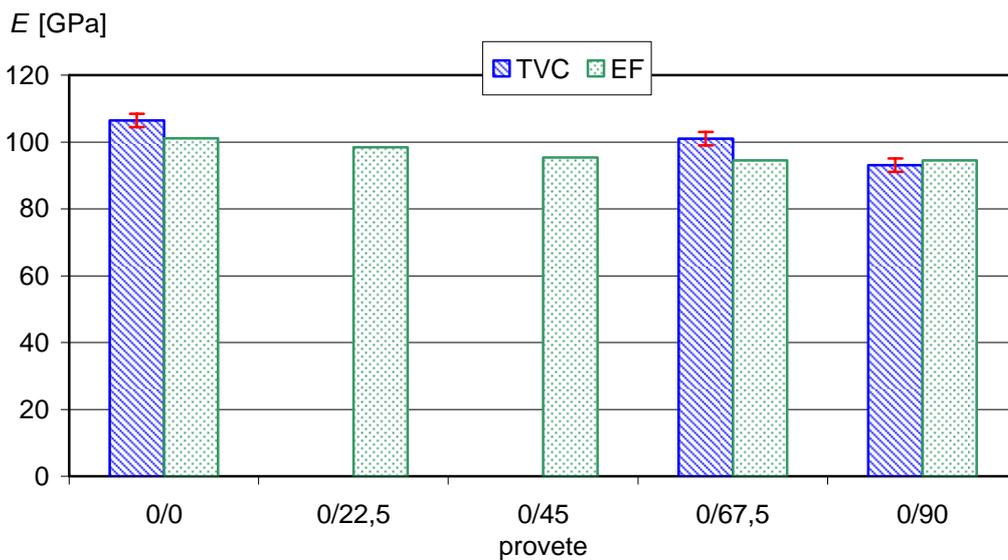


Figura 4.1-36: Valores médios de propagação e intervalos de dispersão do módulo estimado pela TVC para os provetes carbono/epóxico. Os valores obtidos nas análises de EF estão também representados.

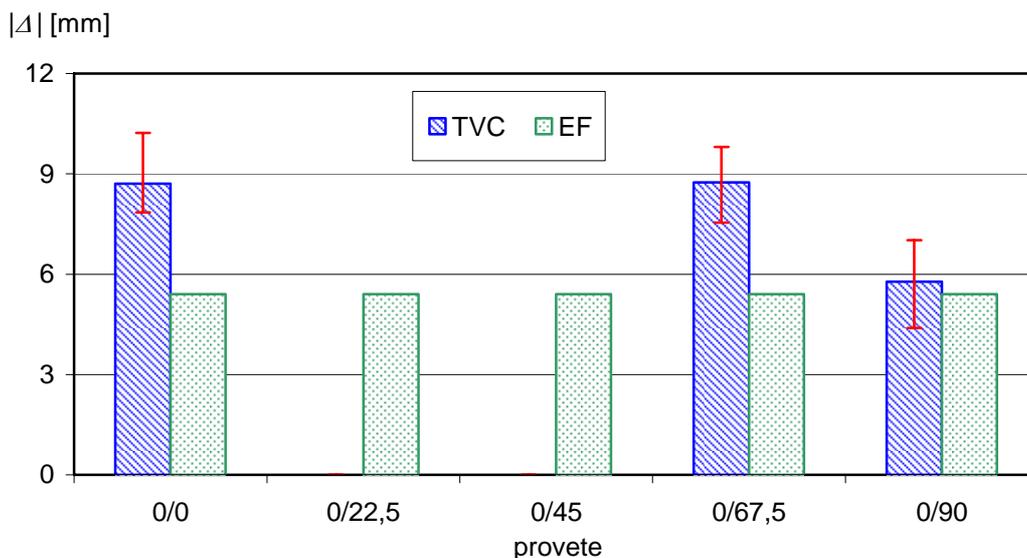


Figura 4.1-37: Valores médios e intervalos de dispersão da correcção  $\Delta$  da TVC para os provetes carbono/epóxico. Os valores obtidos nas análises de EF estão também representados.

Por conseguinte, não foi possível obter valores experimentais de  $\Delta$  para os provetes 0/22,5 e 0/45 e os valores medidos para os restantes estão afectados pelo *fibre bridging*. Logo, no cálculo dos  $G_{Ic}$  de iniciação, optou-se novamente por usar os valores resultantes das análises por elementos finitos, corrigidos para variações de espessura (equação 4.1-2). Os erros introduzidos por esta hipótese são pequenos, sempre inferiores a 5%, mesmo para os provetes 0/0 e 0/90, em que as fendas iniciais tinham cerca de 70 mm. Não obstante, no sentido de minimizar os erros e tendo verificado o problema de dupla delaminação numa primeira série de provetes 0/45, os ensaios em provetes 0/22,5, 0/45 e 0/67,5 foram posteriormente efectuados com delaminação inicial de 95mm.

As figuras 4.1-38 a 4.1-40 mostram os valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{Ic}$  de iniciação obtidos com os critérios NL1, NL3 e 5/M, respectivamente. Segundo o critério NL1, os valores de  $G_{Ic}$  a partir do filme dos provetes 0/0 foram algo superiores aos dos restantes, enquanto que o critério 5/M mostrou valores praticamente independentes da interface de delaminação.

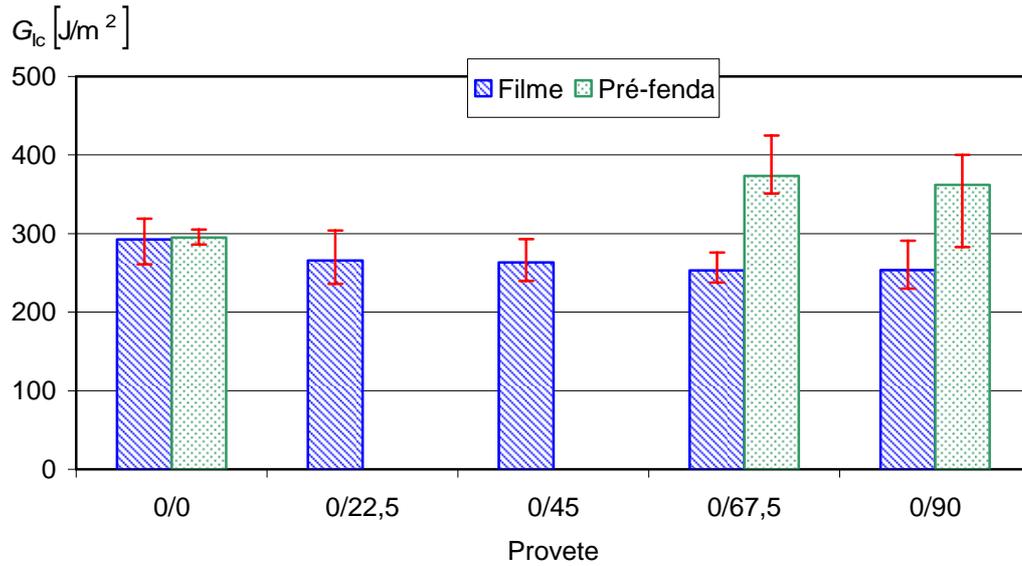


Figura 4.1-38: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{1c}$  de iniciação obtidos com o critério NL1 para os provetes carbono/epóxico.

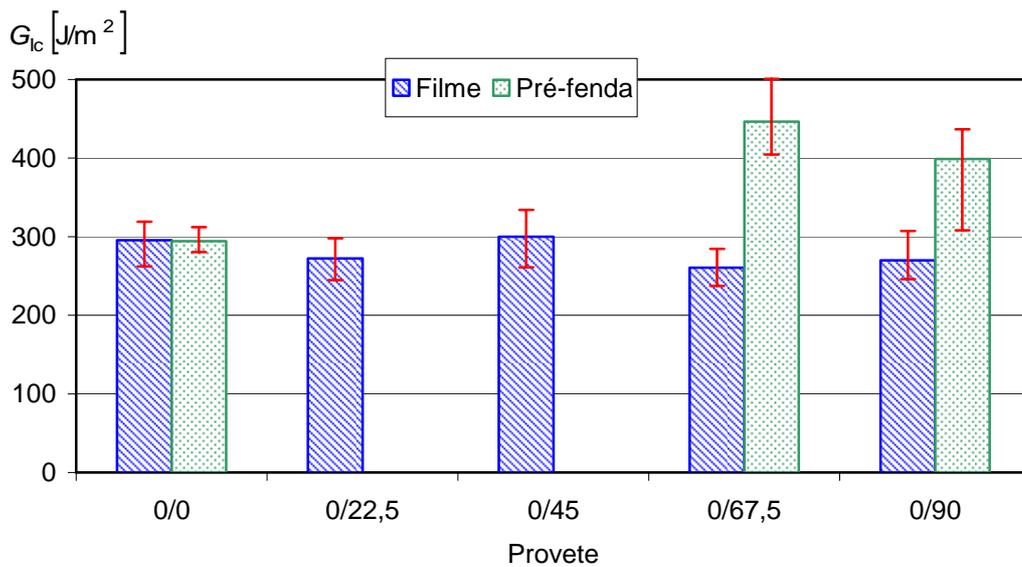


Figura 4.1-39: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{1c}$  de iniciação obtidos com o critério NL3 para os provetes carbono/epóxico.

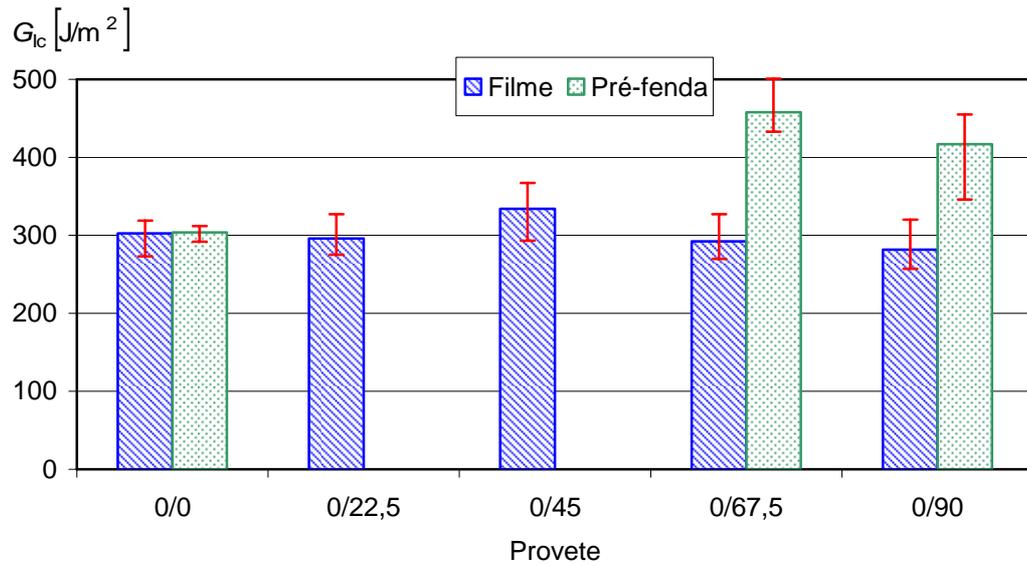


Figura 4.1-40: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{Ic}$  de iniciação obtidos com o critério 5/M para os provetes carbono/epóxido.

Na realidade, os rácios  $G_{Ic}(NL1)/G_{Ic}(5/M)$  e  $G_{Ic}(NL3)/G_{Ic}(5/M)$  foram claramente maiores nos provetes 0/0 (figuras 4.1-41 e 4.1-42).

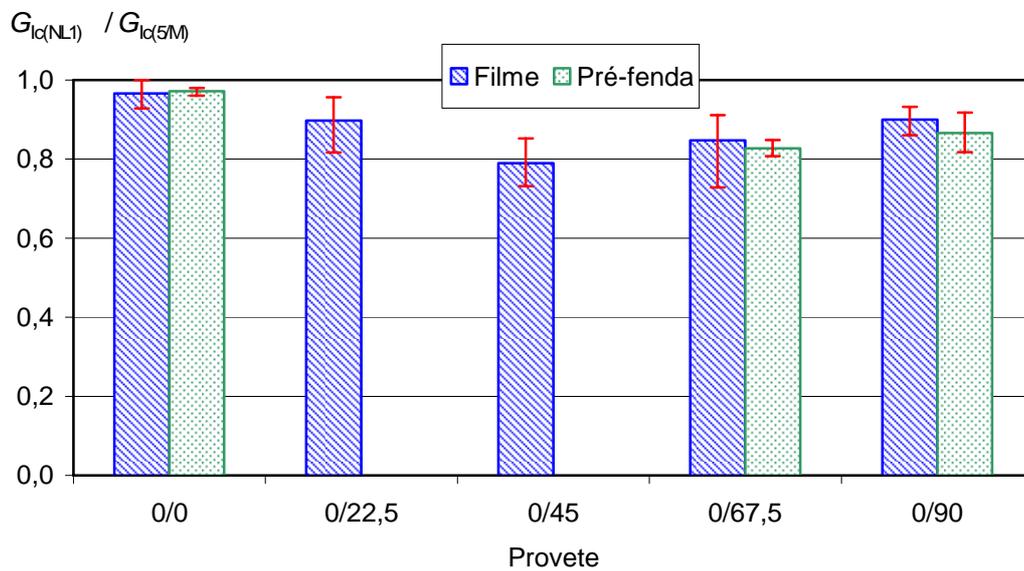


Figura 4.1-41: Rácio entre os valores de  $G_{Ic}$  obtidos pelos critérios de não-linearidade (NL1) e 5% de desvio ou carga máxima (5/M) nos provetes carbono/epóxido.

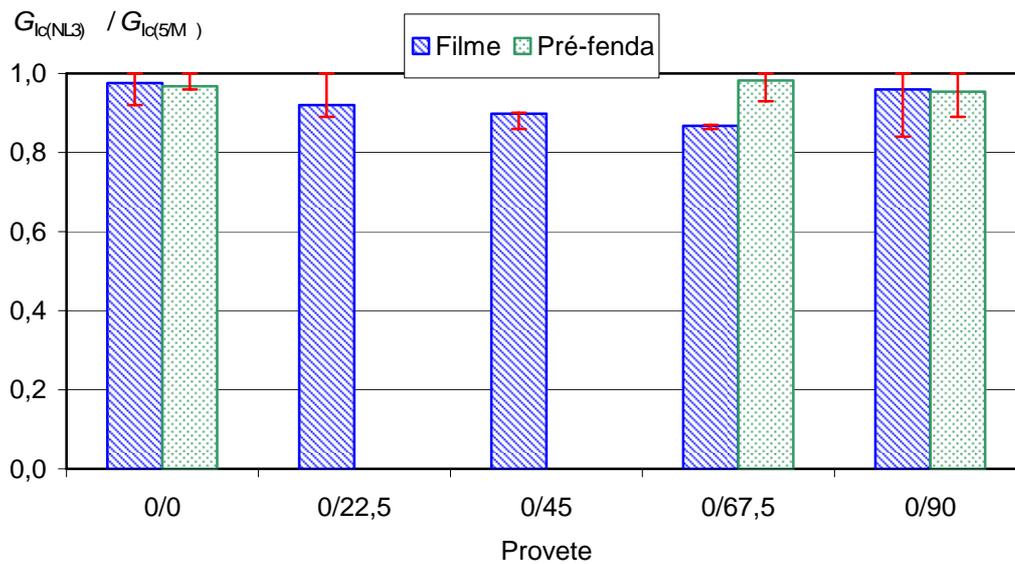


Figura 4.1-42: Rácio entre os valores de  $G_{Ic}$  obtidos pelos critérios de não-linearidade (NL3) e 5% de desvio ou carga máxima (5/M) nos provetes carbono/epóxido.

A explicação para tal reside provavelmente em zonas de processo mais extensas nos provetes  $0/\theta$ , envolvendo deformações plásticas localizadas e microfendas, e que por isso promovem não-linearidade a cargas mais baixas. Além disso, a diferença máxima nos valores de  $G_{Ic}(NL1)$  é apenas 15%, valor que não é muito significativo em relação à dispersão nos resultados. Logo, a conclusão mais legítima é que os valores de  $G_{Ic}$  de iniciação obtidos a partir do filme são praticamente independentes da orientação das camadas da interface de delaminação. Este resultado está de acordo com os estudos em que se conseguiu evitar dano intralaminar (Chai, 1984; Andersons e König, 2004).

O *fibre bridging* e o dano intralaminar geraram curvas  $R$  acentuadas, sobretudo nos provetes  $0/\theta$  (figura 4.1-43), que se manifestaram desde logo em valores mais elevados de  $G_{Ic}$  a partir da pré-fenda (figuras 4.1-38 a 4.1-40). Todavia, é evidente que apenas os  $G_{Ic}$  de iniciação a partir do filme poderão ser considerados propriedades verdadeiramente interlaminares.

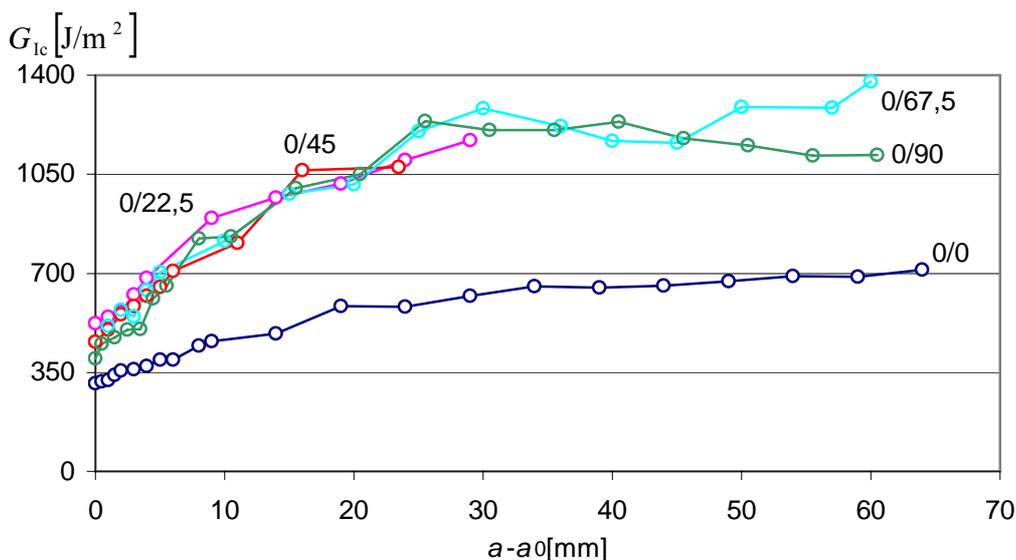


Figura 4.1-43: Curvas  $R$  típicas de provetes carbono/epóxico.

Como se verá adiante, neste trabalho realizaram-se também ensaios MMB num novo conjunto de provetes, retirados de novas placas. De modo a avaliar possíveis diferenças entre amostras, realizaram-se ensaios DCB em 4 provetes dos tipos 0/0, 0/45 e 0/90. Os resultados obtidos para os primeiros estiveram em boa concordância com os anteriores (figura 4.1-44), se bem que cerca de 8% inferiores. No caso dos provetes 0/45, os valores de  $G_{Ic}(NL1)$  estiveram em excelente concordância com os anteriores e com os  $G_{Ic}(5/M)$ . Contudo, estes últimos foram cerca de 20% inferiores aos obtidos com o primeiro conjunto de provetes. De facto, ao contrário do que sucedeu naqueles (figura 4.1-31), verificou-se que nos novos provetes houve um comprimento significativo de propagação interlaminar pura (figura 4.1-45). Por conseguinte, tudo parece indicar que os valores  $G_{Ic}(5/M)$  dos primeiros provetes já estariam algo afectados pela formação de dupla delaminação.

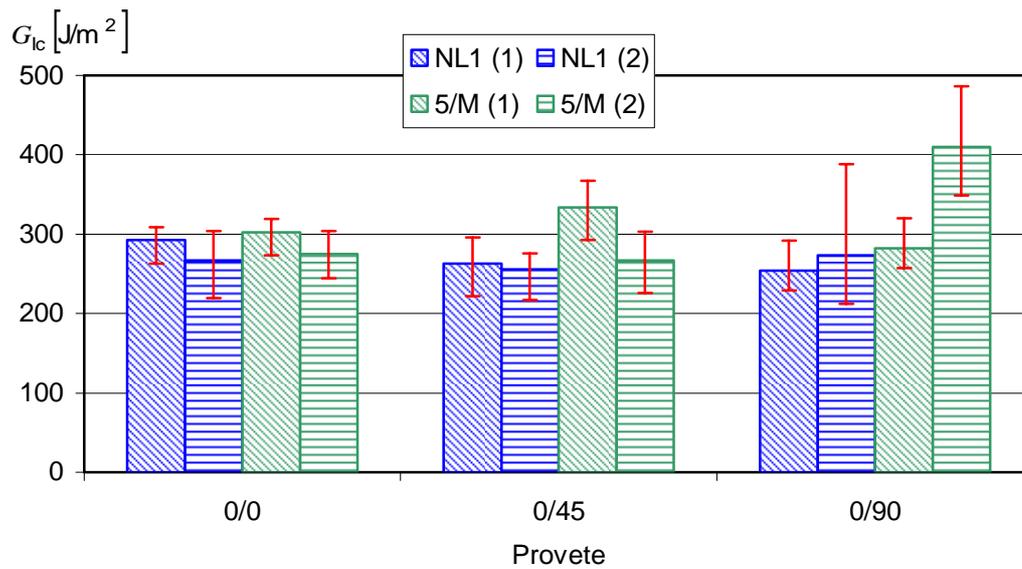


Figura 4.1-44: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{1c}$  de iniciação obtidos com o primeiro (1) e segundo (2) conjunto de provetes carbono/epóxico.



Figura 4.1-45: Fotografia de um provete carbono/epóxico 0/45 do segundo conjunto ensaiado.

Finalmente, o segundo conjunto de provetes 0/90 apresentou valores de  $G_{1c}(5/M)$  cerca de 40% superiores ao primeiro. Na realidade, ao contrário do que se tinha verificado nos primeiros provetes, a iniciação foi claramente intralaminar (figura 4.1-46).

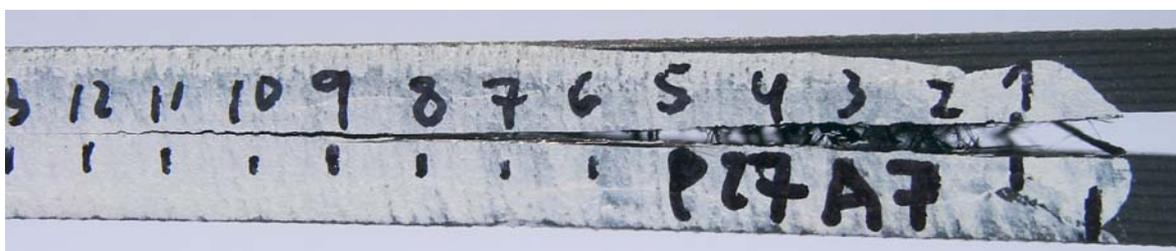


Figura 4.1-46: Fotografia de um provete carbono/epóxico 0/90.

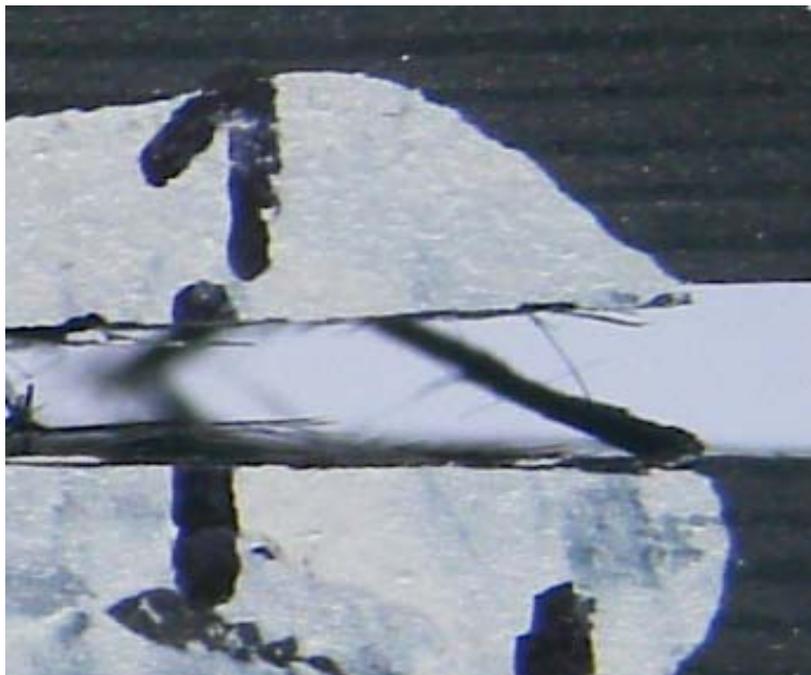


Figura 4.1-46: (Continuação) ampliação da zona próxima da fenda inicial do segundo conjunto de provetes 0/90 ensaiado.

Estas diferenças de comportamento entre amostras não se podem considerar surpreendentes, dado que há dois modos de propagação envolvidos (intra e interlaminar) aos quais estão seguramente associadas tenacidades semelhantes e com grande dispersão estatística. No caso dos provetes carbono/epóxico, a existência de diferenças significativas entre os valores de  $G_{Ic}$  dados pelos critérios de iniciação NL e 5/M parece ser um bom indicador da ocorrência de dano intralaminar. Não obstante, é evidente que a medição de  $G_{Ic}$  de iniciação em provetes multidireccionais ainda carece de algumas melhorias, que visem sobretudo garantir um comprimento de propagação interlaminar significativo. Todavia, a ocorrência de dano intralaminar será muito provavelmente inevitável a dada altura.

## 4.2. ENSAIOS ENF

### 4.2.1. PROVETES VIDRO/EPÓXIDO.

A figura 4.2-1 mostra gráficos de calibração da flexibilidade típicos de provetes vidro/epóxico com as várias orientações na interface de delaminação. Os coeficientes de correlação nas calibrações CC1 e CC2 foram sempre superiores a 0,999. Na realidade,

embora os valores de  $G_{IIc}$  apresentados seguidamente tenham sido calculados pelo método CC2, as diferenças em relação ao método CC1 foram inferiores a 2 %.

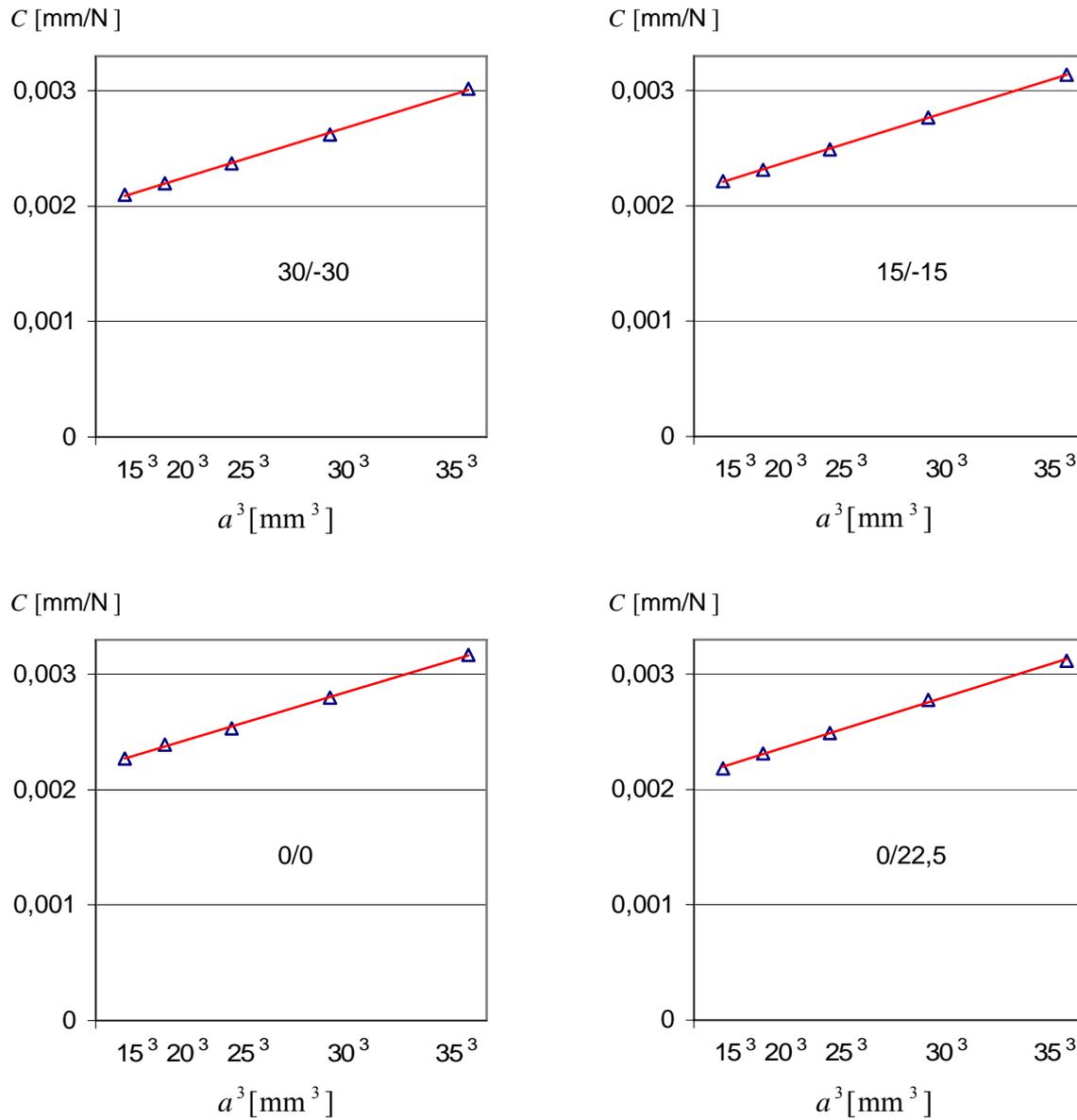


Figura 4.2-1: Gráficos de calibração de flexibilidade dos provetes vidro/epóxico.

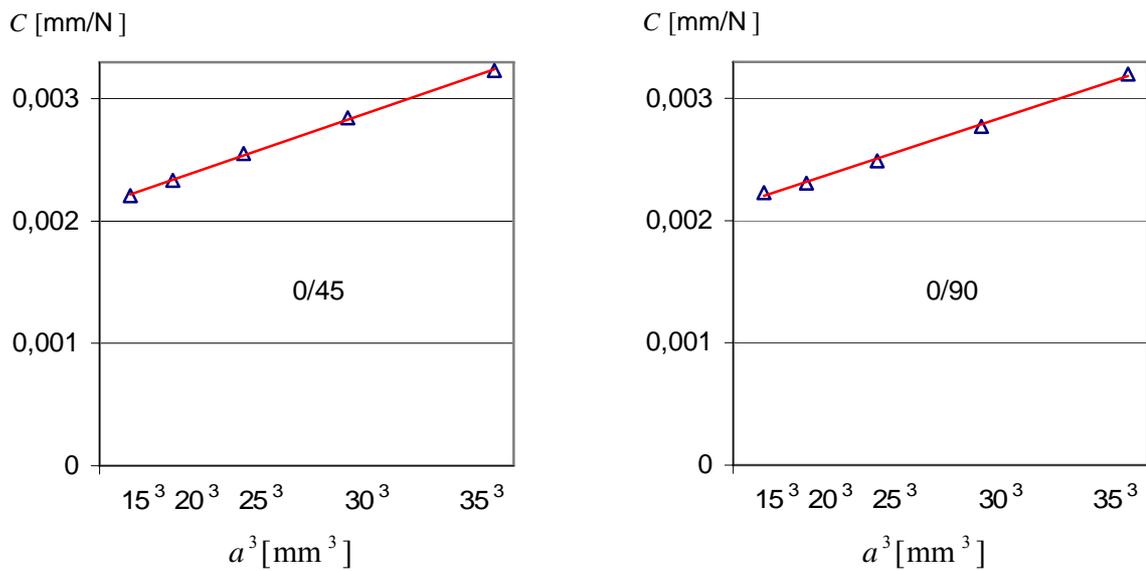


Figura 4.2-1: (Continuação).

As figuras 4.2-2 e 4.2-3 mostram curvas  $P-\delta$  típicas de provetes vidro/epóxico em ensaios efectuados a partir do filme. À semelhança do que se verificou nos ensaios DCB deste material, os desvios de linearidade começaram a cargas relativamente baixas. A iniciação ocorreu sob cargas crescentes, revelando novamente um efeito de curva  $R$  bastante íngreme.

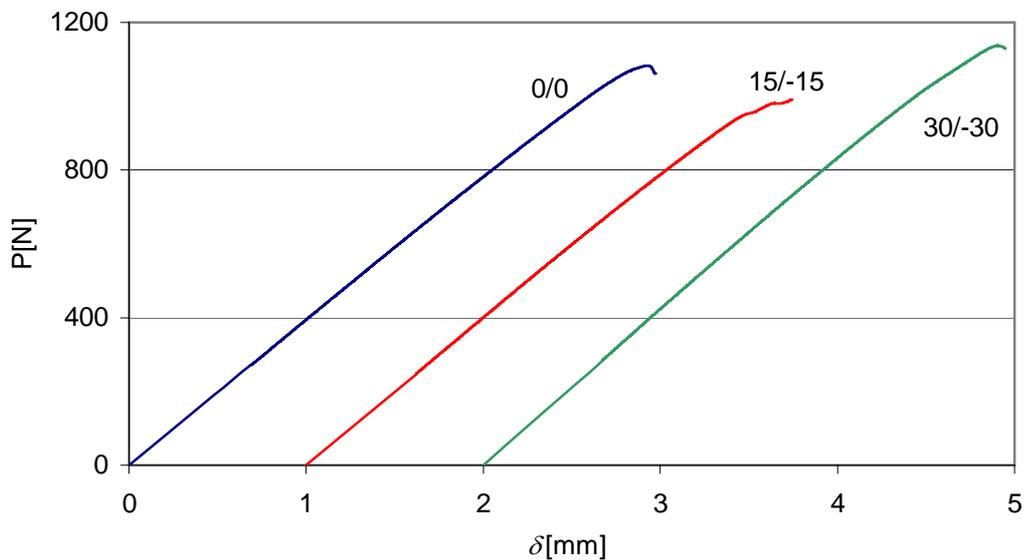


Figura 4.2-2: Curvas  $P-\delta$  de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/0, 15/-15 e 30/-30 em ensaios efectuados a partir do filme. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 15/-15 e 30/-30 estão deslocadas da origem 1 e 2 mm, respectivamente.

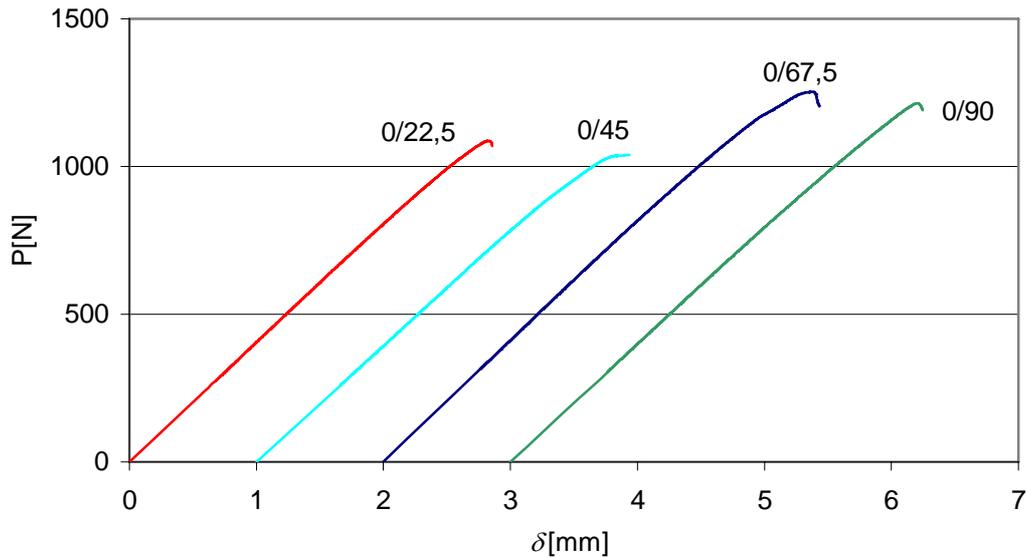


Figura 4.2-3: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/22,5, 0/45, 0/67,5 e 0/90 em ensaios efectuados a partir do filme. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 0/45, 0/67,5 e 0/90 estão deslocadas da origem 1, 2 e 3 mm, respectivamente.

O efeito de curva  $R$  persistiu nos ensaios efectuados a partir da pré-fenda (figuras 4.2-4 e 4.2-5), em que a iniciação continuou a ocorrer sob carga crescente. Dada a ausência de *fibre bridging*, sai reforçada a conclusão tirada com base nos ensaios DCB, de que o efeito de curva  $R$  se deve à formação de zonas de processo apreciáveis na frente da fenda. Porém, desta vez não foram observadas quaisquer deformações permanentes após a descarga.

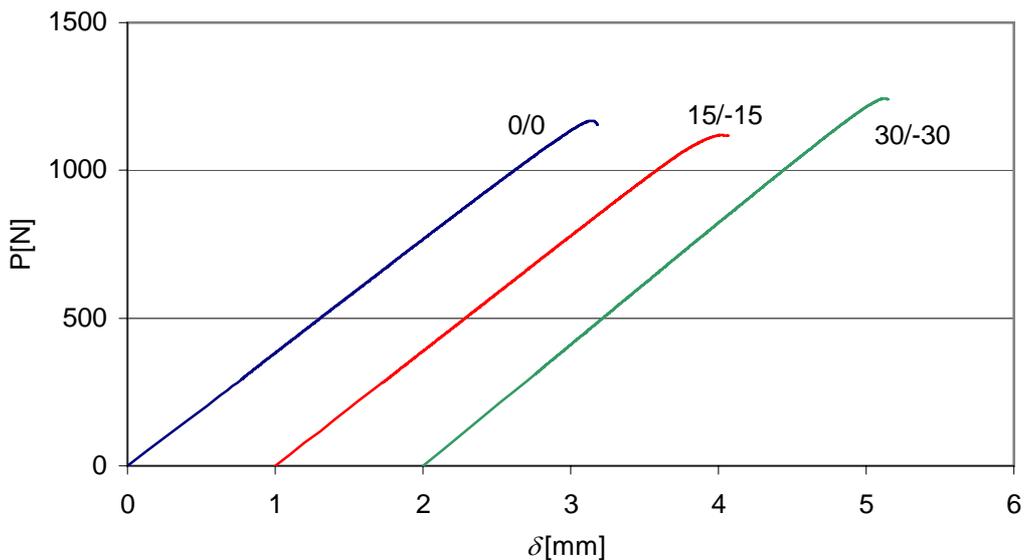


Figura 4.2-4: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/0, 15/-15 e 30/-30 em ensaios efectuados a partir da pré-fenda. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 15/-15 e 30/-30 estão deslocadas da origem 1 e 2 mm, respectivamente.

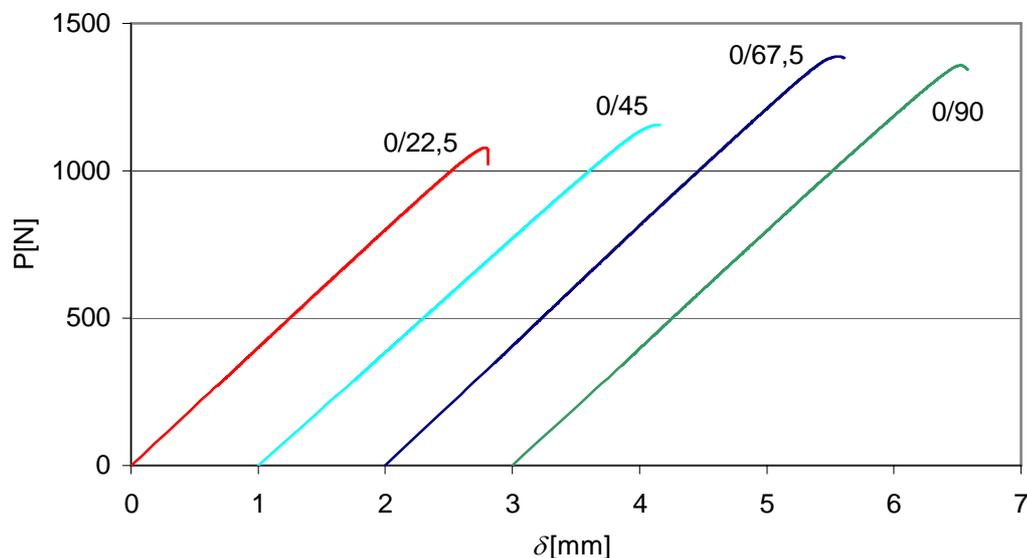


Figura 4.2-5: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes vidro/epóxico com interfaces de delaminação 0/22,5, 0/45, 0/67,5 e 0/90 em ensaios efectuados a partir da pré-fenda. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 0/45, 0/67,5 e 0/90 estão deslocadas da origem 1, 2 e 3 mm, respectivamente.

Quanto aos valores de  $G_{IIc}$ , salienta-se desde já que não são apresentados quaisquer resultados para os provetes 45/-45, pois a camada a 45° do braço superior do provete, que estava sujeita a tensões de tracção, fissurou prematuramente, causando um salto da delaminação inicial para a interface vizinha 0/45 (figura 4.2-6). Nos restantes provetes não se observou dano intralaminar. Como se pode ver nas figuras 4.2-7 a 4.2-9, os valores de  $G_{IIc}$  obtidos a partir do filme foram significativamente menores do que os obtidos a partir da pré-fenda, confirmando a existência de uma curva  $R$  pronunciada.



Figura 4.2-6: Fotografia de um provete vidro/epóxico 45/-45.

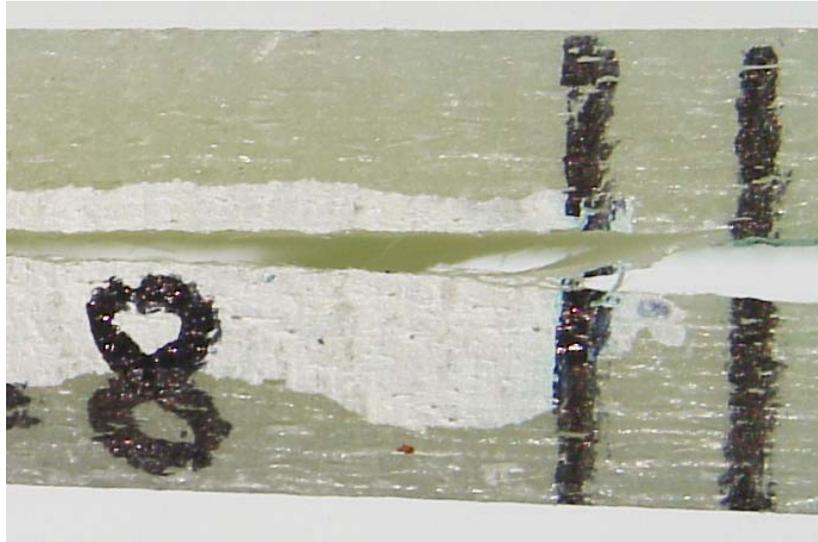


Figura 4.2-6: (Continuação) ampliação da zona fissurada de um provete vidro/epóxico 45/-45.

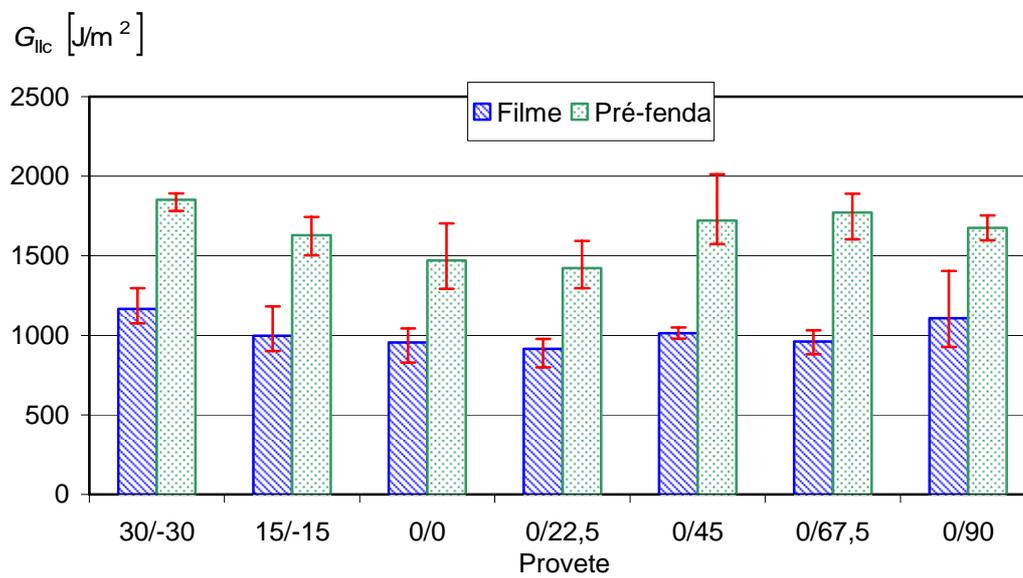


Figura 4.2-7: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{IIc}$  de iniciação obtidos pelo critério NL1 nos provetes vidro/epóxico.

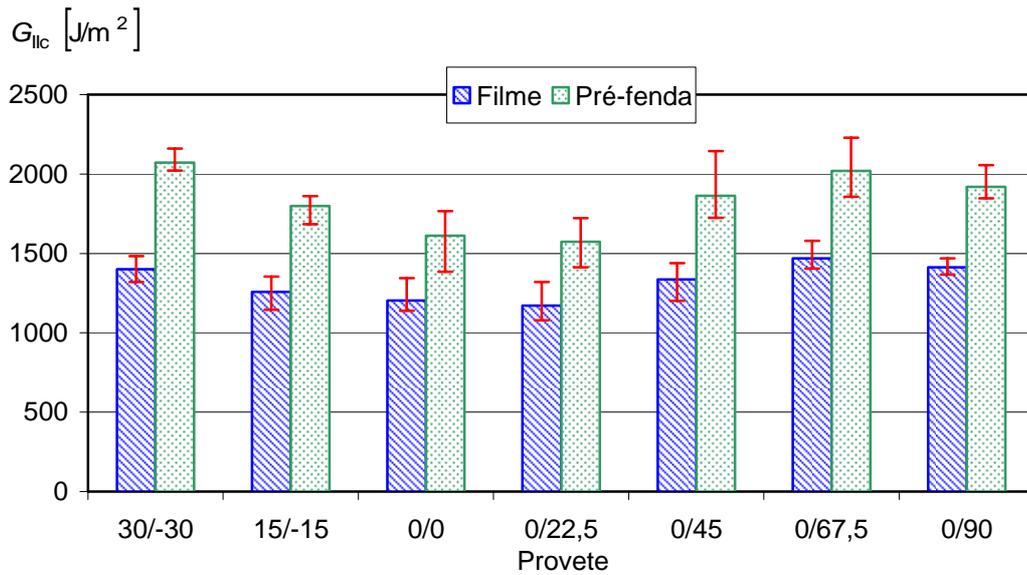


Figura 4.2-8: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{IIc}$  de iniciação obtidos pelo critério NL3 nos provetes vidro/epóxico.

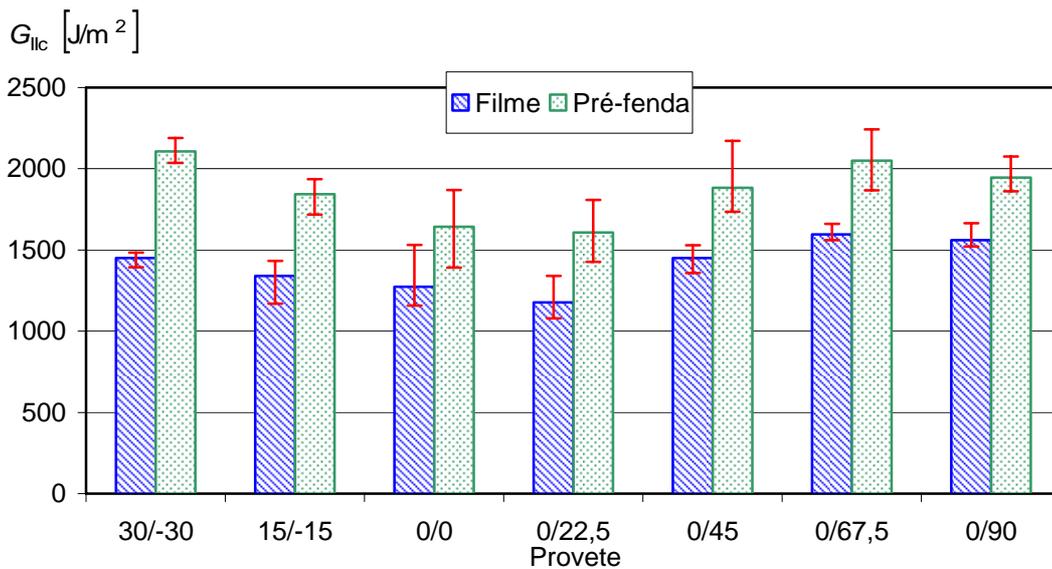


Figura 4.2-9: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{IIc}$  de iniciação obtidos pelo critério 5/M nos provetes vidro/epóxico.

Note-se que o facto de se obterem menores valores  $G_{IIc}$  de iniciação a partir do filme contrasta com os resultados de estudos anteriores de Davies e outros (1996, 1998 e 1999) com laminados UD reforçados com fibras de vidro e de carbono. No entanto, em ensaios de compósitos vidro/poliéster fabricados por enrolamento filamentar, Morais e outros (2002a) obtiveram valores de  $G_{IIc}$  a partir da pré-fenda mais elevados do que a partir do

filme. Uma explicação possível decorre das diferenças no efeito da presença do filme nos laminados UD e nos reforçados com tecido. No primeiro caso, o filme inibe localmente a migração de fibras entre camadas vizinhas que provoca o *fibre bridging* nos ensaios DCB. Provavelmente, gera-se deste modo uma zona de transição capaz de sofrer maiores deformações de corte, enquanto que, nos ensaios a partir da pré-fenda a maior presença de fibras que migraram entre camadas constrange as deformações de corte. Naturalmente, este efeito não pode existir no caso dos compósitos reforçados por tecido, como é o caso do material ensaiado.

Pode-se ainda constatar nas figuras 4.2-7 a 4.2-9 que o efeito de curva  $R$  é mais acentuado com os  $G_{IIC}(NL1)$  e que estes são bastante inferiores aos  $G_{IIC}(5/M)$ . As figuras 4.2-10 e 4.2-11 apresentam os rácios  $G_{IIC}(NL1)/G_{IIC}(5/M)$  e  $G_{IIC}(NL3)/G_{IIC}(5/M)$ , respectivamente. Verifica-se que, para a iniciação a partir do filme, os critérios NL3 e 5/M dão resultados muito semelhantes, facto que sugere que estão muito próximos da verdadeira iniciação. Por outro lado, o ponto NL1 está certamente associado à formação da zona de processo, que é particularmente extensa em modo II (Morais e Moura, 2005a, 2005b). Relativamente à iniciação a partir da pré-fenda, os critérios NL3 e 5/M dão resultados idênticos e o ponto NL1 está muito próximo. Isto reforça a ideia de que este está ligado à formação da zona de processo, que, no caso do ensaio a partir da pré-fenda, já vem em grande medida formada do ciclo de carga anterior.

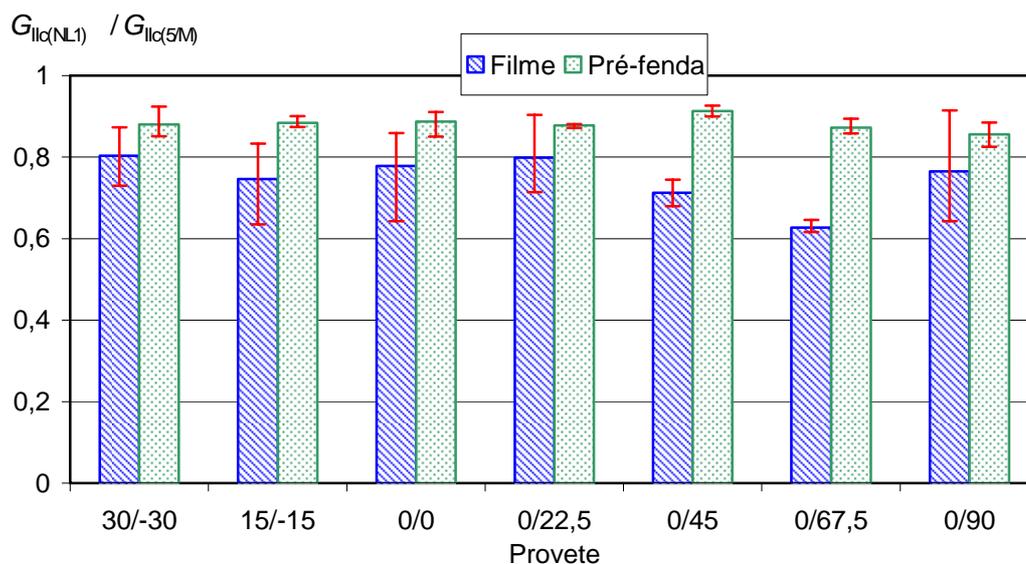


Figura 4.2-10: Relação entre os valores médios de  $G_{IIC}$  obtidos pelos critérios de não-linearidade (NL1) e 5% ou máximo (5/M) nos provetes vidro/epóxico.

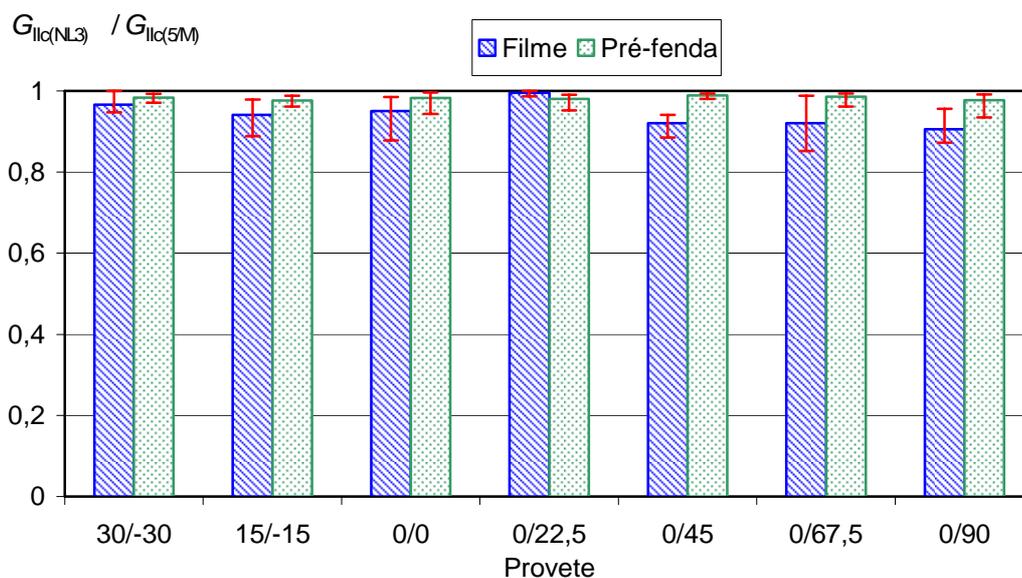


Figura 4.2-11: Relação entre os valores médios de  $G_{IIc}$  obtidos pelos critérios de não-linearidade (NL3) e 5% ou máximo (5/M) nos provetes vidro/epóxico.

No que toca ao efeito da interface de delaminação, este não parece ser muito significativo nos valores  $G_{IIc}$  de iniciação a partir do filme, embora haja a tendência para um aumento com  $\theta$ , mais visível nos provetes tipo  $0/\theta$ . Por outro lado, nos  $G_{IIc}$  de iniciação a partir da pré-fenda, a referida tendência acentua-se e estende-se claramente aos provetes  $\theta/-\theta$ . Estes resultados estão em concordância com os de outros estudos, nos quais não se observou dano intralaminar (Chai, 1990; Ozdil e outros, 1998, Morais e outros, 2002a). Contudo, Tao e Sun (1998) obtiveram uma tendência oposta para provetes carbono/epóxico com orientações das camadas de delaminação  $0/\theta$ . Isso pode dever-se ao método das áreas que foi usado para tratamento de dados. Trata-se de um método inadequado, dado que é difícil limitar a propagação da fenda a valores suficientemente pequenos. No caso dos referidos compósitos carbono/epóxico, a iniciação foi mesmo instável.

Finalmente, como se verá na secção 4.3, realizaram-se ensaios MMB em provetes cuja geometria foi significativamente diferente da do provete ENF até aqui usado: o comprimento de fenda foi  $a = 45$  mm e o vão  $2L = 140$  mm. Um estudo numérico de provetes ENF unidireccionais realizado por Morais e Moura (2005a) mostrou que, devido às zonas de processo de dimensões apreciáveis, o valor de  $G_{IIc}$  aparente pode aumentar

com o comprimento da fenda. Apesar dos provetes ensaiados não serem unidireccionais, julgou-se importante realizar alguns ensaios ENF com a nova geometria. Tal serviria também para avaliar possíveis diferenças entre amostras. Aplicaram-se novamente esquemas CC1 e CC2 com comprimentos de fenda  $a = 35$  a  $55$  mm, tendo-se verificado excelentes correlações. A figura 4.2-12 compara os valores de  $G_{IIc}$  a partir do filme do primeiro e do segundo lote de provetes 0/0, 0/22,5 e 0/90. Não houve diferenças nos provetes 0/0 e 0/22,5, enquanto nos provetes 0/90 os valores de  $G_{IIc}$  obtidos com a nova geometria foram cerca de 9% inferiores aos anteriores. Por conseguinte, não se verifica o efeito do comprimento de fenda sugerido por Morais e Moura (2005a), o que se pode dever ao facto de os provetes não serem os unidireccionais vulgarmente utilizados. Face a estes resultados e ao número limitado de provetes disponíveis, não se realizaram ensaios de outros tipos de provetes.

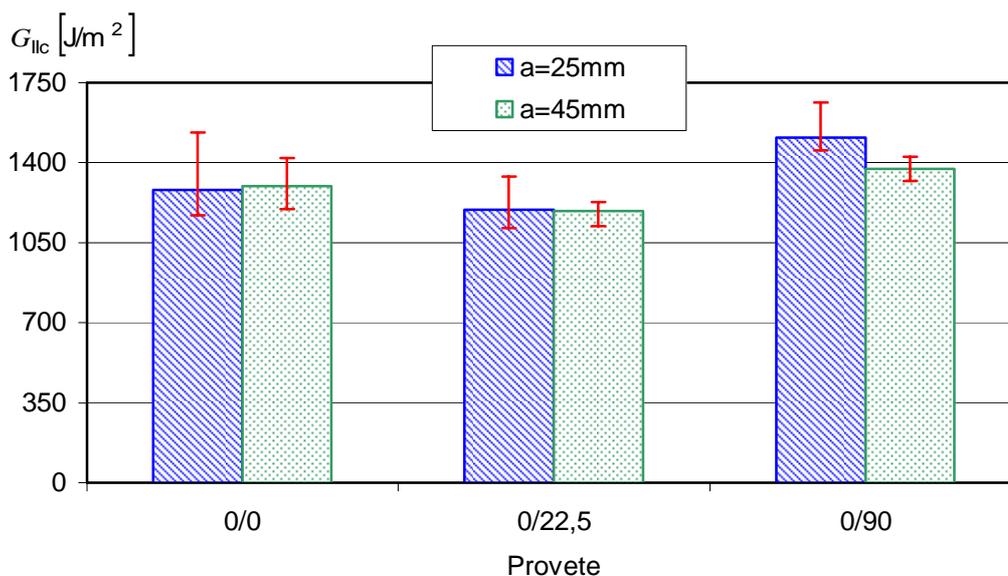


Figura 4.2-12: Comparação de valores de  $G_{IIc}$  (5/M) obtidos com diferentes geometrias.

#### 4.2.2. PROVETES CARBONO/EPÓXIDO

A figura 4.2-13 mostra gráficos de calibração da flexibilidade típicos de provetes carbono/epóxico. Tal como sucedeu nos provetes vidro/epóxico, os coeficientes de correlação nas calibrações CC1 e CC2 foram sempre superiores a 0,999. Os valores de  $G_{IIc}$

apresentados seguidamente foram também calculados pelo método CC2, sendo que as diferenças para o método CC1 foram inferiores a 3 %.

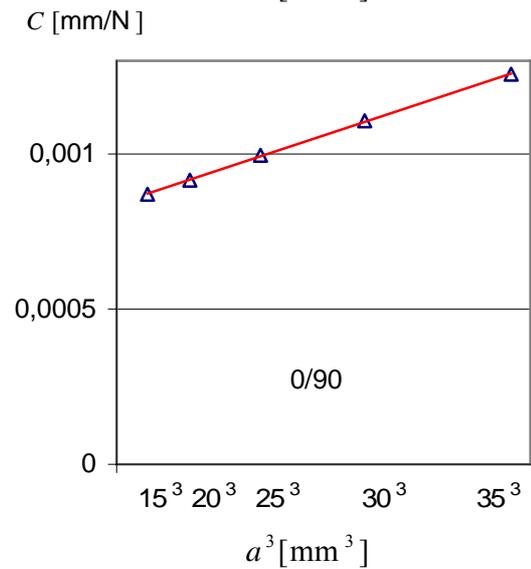
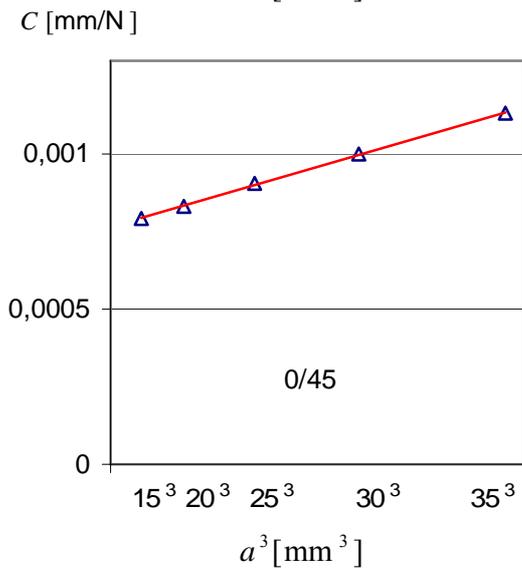
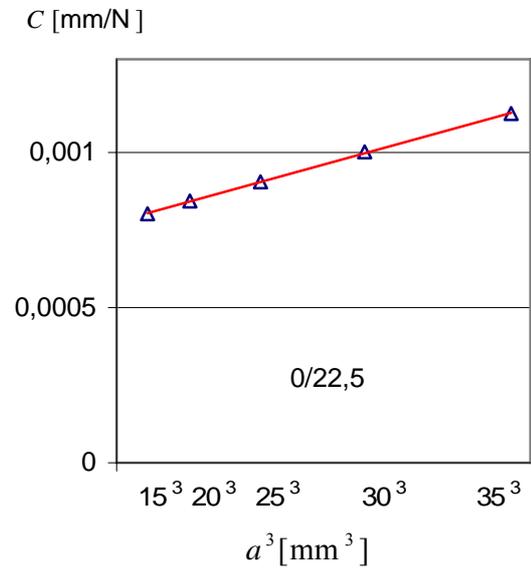
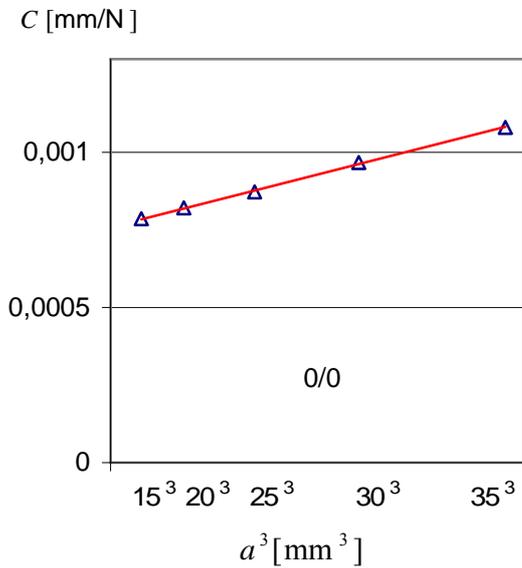
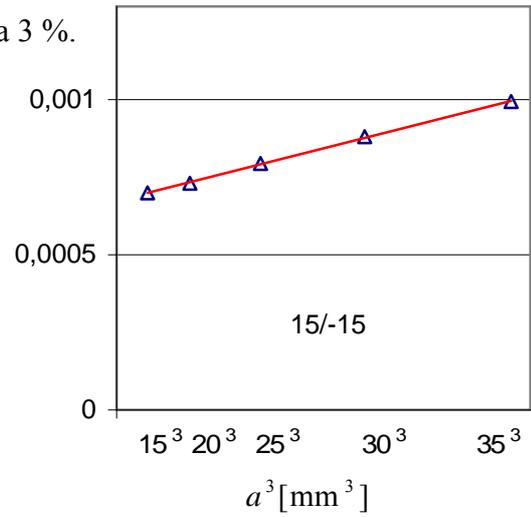
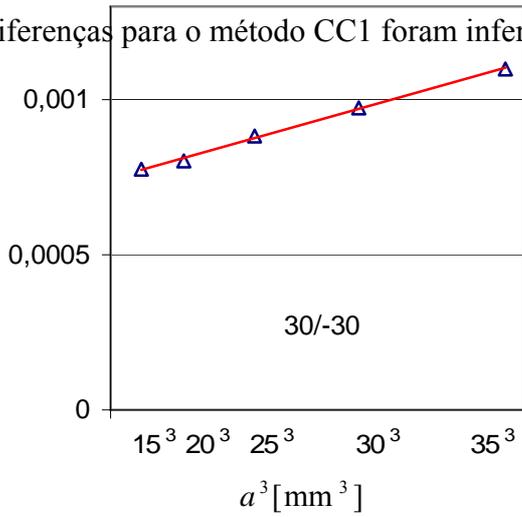


Figura 4.2-13: Gráficos de calibração de flexibilidade de provetes carbono/epóxico.

Por outro lado, ao contrário dos provetes vidro/epóxico, as curvas  $P$ - $\delta$  apresentaram baixos níveis de não linearidade antes do ponto de carga máxima (figuras 4.2-14 a 4.2-17).

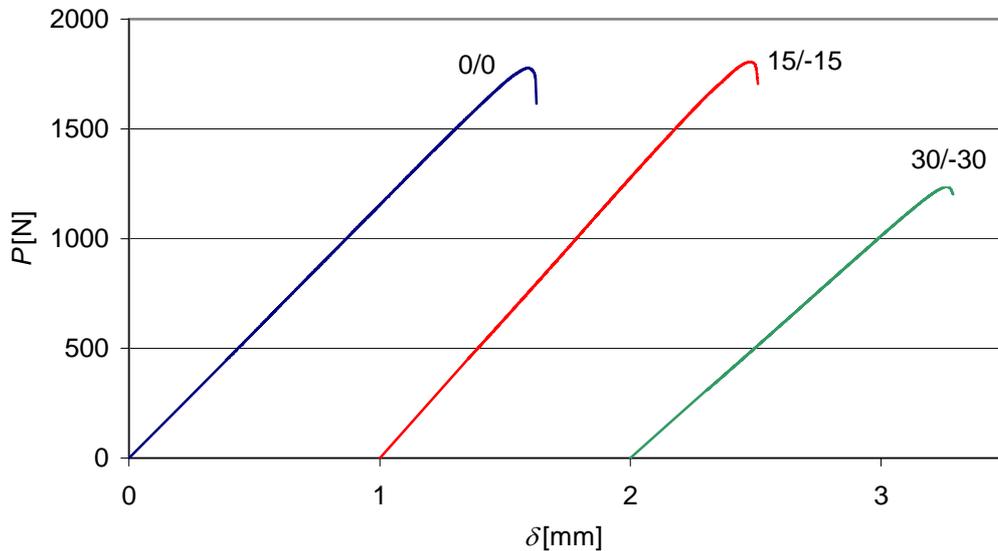


Figura 4.2-14: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes carbono/epóxico com interfaces de delaminação 0/0, 15/-15 e 30/-30 em ensaios efectuados a partir do filme. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 15/-15 e 30/-30 estão deslocadas da origem 1 e 2 mm, respectivamente.

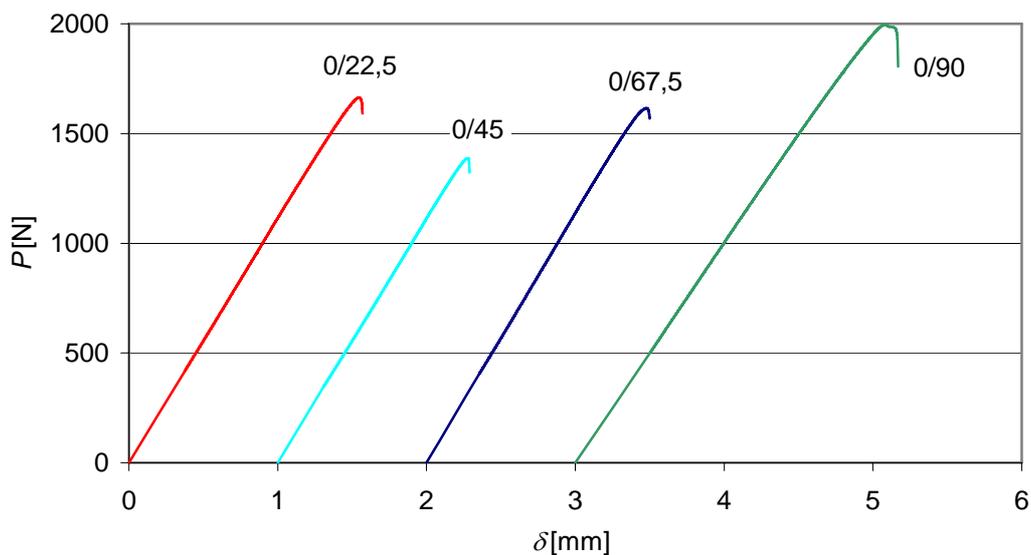


Figura 4.2-15: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes carbono/epóxico com interfaces de delaminação 0/22,5, 0/45, 0/67,5 e 0/90 em ensaios efectuados a partir do filme. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 0/45, 0/67,5 e 0/90 estão deslocadas da origem 1, 2 e 3 mm, respectivamente.

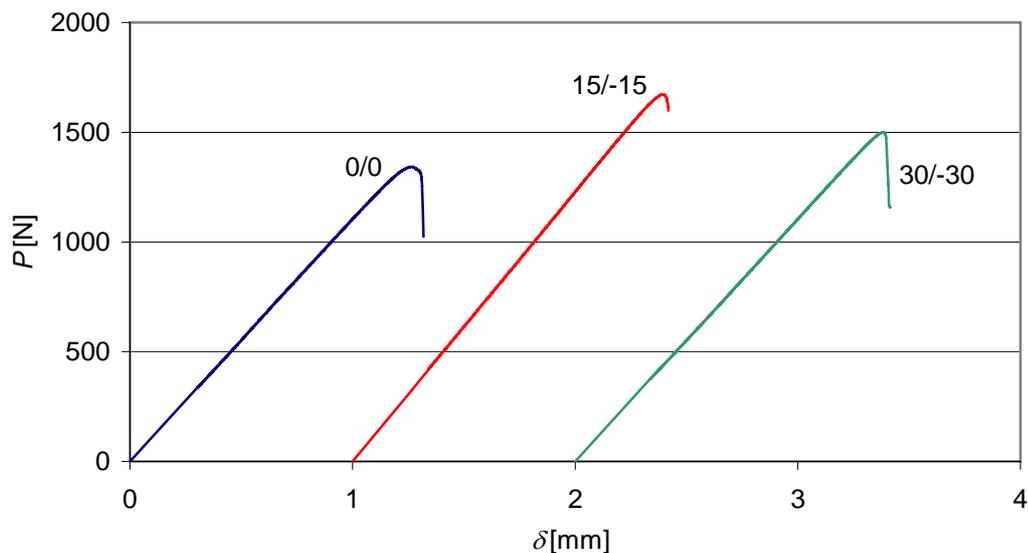


Figura 4.2-16: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes carbono/epóxico com interfaces de delaminação 0/0, 15/-15 e 30/-30 em ensaios efectuados a partir da pré-fenda. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 15/-15 e 30/-30 estão deslocadas da origem 1 e 2 mm, respectivamente.

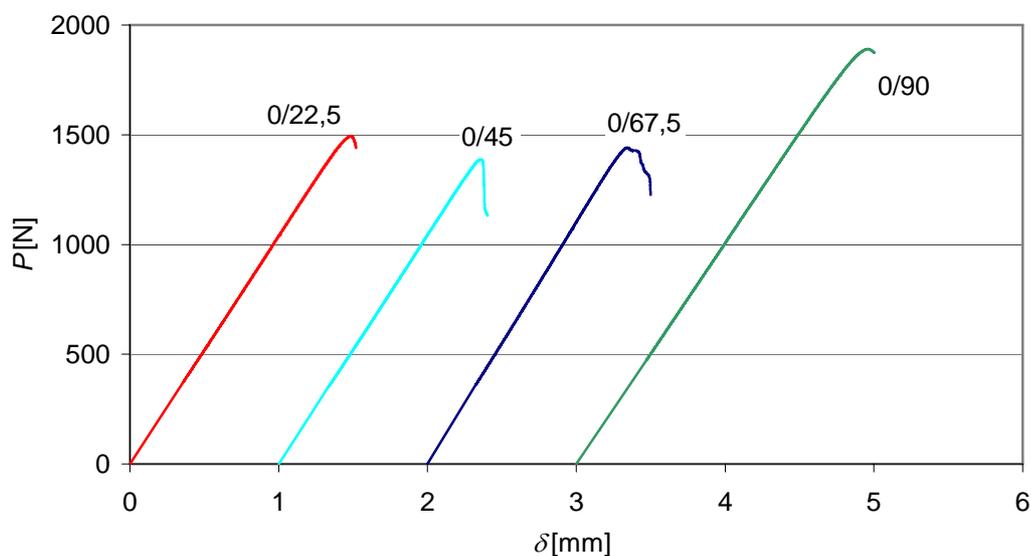


Figura 4.2-17: Curvas  $P$ - $\delta$  de provetes carbono/epóxico com interfaces de delaminação 0/22,5, 0/45, 0/67,5 e 0/90 em ensaios efectuados a partir da pré-fenda. Para maior clareza, as curvas correspondentes aos provetes 0/45, 0/67,5 e 0/90 estão deslocadas da origem 1, 2 e 3 mm, respectivamente.

Além disso, as cargas críticas foram geralmente semelhantes nos ensaios a partir do filme e da pré-fenda, o que revela a ausência de um efeito de curva  $R$  significativo. A única

excepção verificou-se nos provetes 0/0, nos quais houve mesmo um decréscimo significativo da carga crítica.

Quanto aos  $G_{IIC}$  de iniciação, não são apresentados os valores obtidos para os provetes 45/-45 e 30/-30, pois as camadas a 45° e 30° dos braços superiores dos provetes fissuraram prematuramente, causando um salto da delaminação inicial para as interfaces vizinhas 0/45 e 0/30, respectivamente (figura 4.2-18 e 4.2-19).

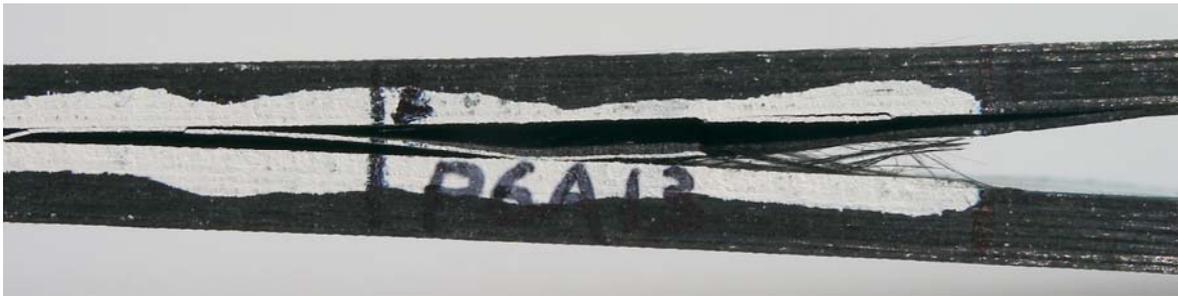


Figura 4.2-18: Fotografia de um provete carbono/epóxico 45/-45.



Figura 4.2-19: Fotografia de um provete carbono/epóxico 30/-30.

Como se pode constatar nas figuras 4.2-20 a 4.2-22, os  $G_{IIC}$  de iniciação a partir do filme foram muito próximos dos obtidos a partir da pré-fenda, excepto para os provetes 0/0. Davies e outros (1996, 1998 e 1999) apresentaram resultados semelhantes em provetes UD. Conforme foi referido na secção anterior, uma explicação plausível reside na interferência do filme com a migração de fibras entre camadas vizinhas (*fibre nesting*), que é responsável pelo *fibre bridging* observado habitualmente nos ensaios de modo I. A redução de  $G_{IIC}$  deve-se provavelmente aos constrangimentos que a presença das fibras impõe às deformações plásticas locais. Todavia, não é de excluir a possibilidade de ter havido alguma irregularidade no filme desmoldante usado para gerar a fenda inicial.

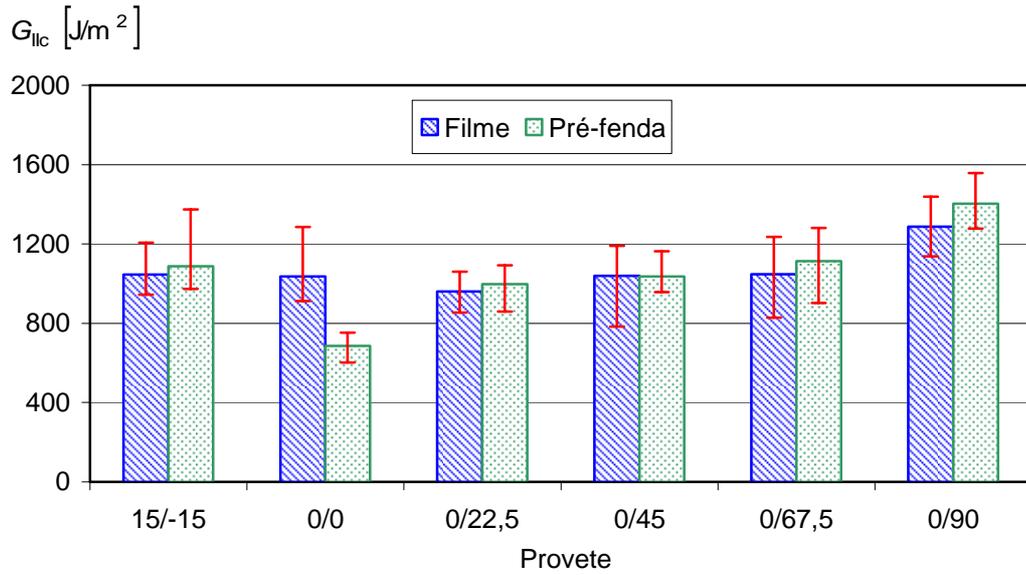


Figura 4.2-20: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{IIc}$  de iniciação obtidos pelo critério NL1 dos provetes carbono/epóxico.

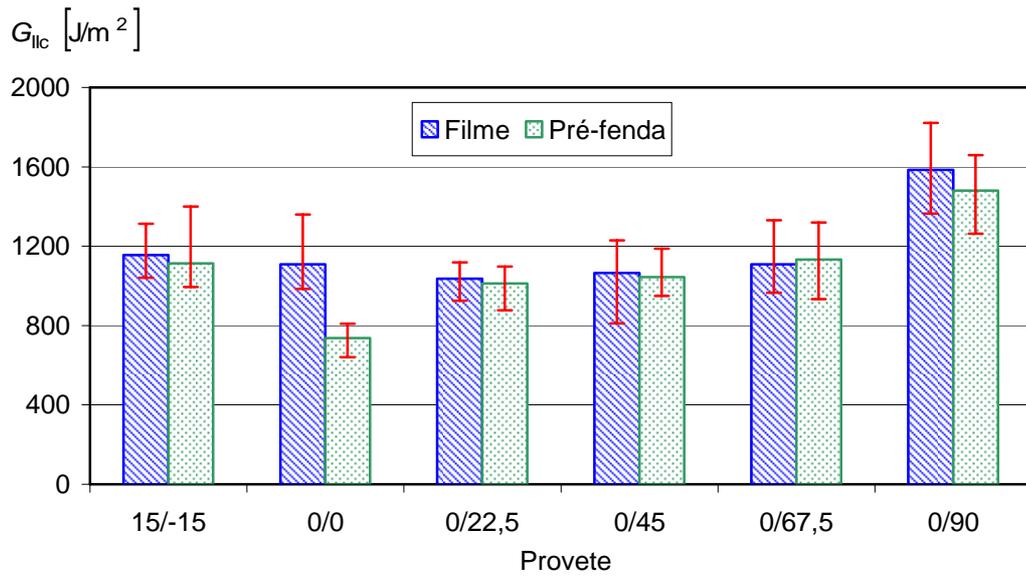


Figura 4.2-21: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{IIc}$  de iniciação obtidos pelo critério NL3 dos provetes carbono/epóxico.

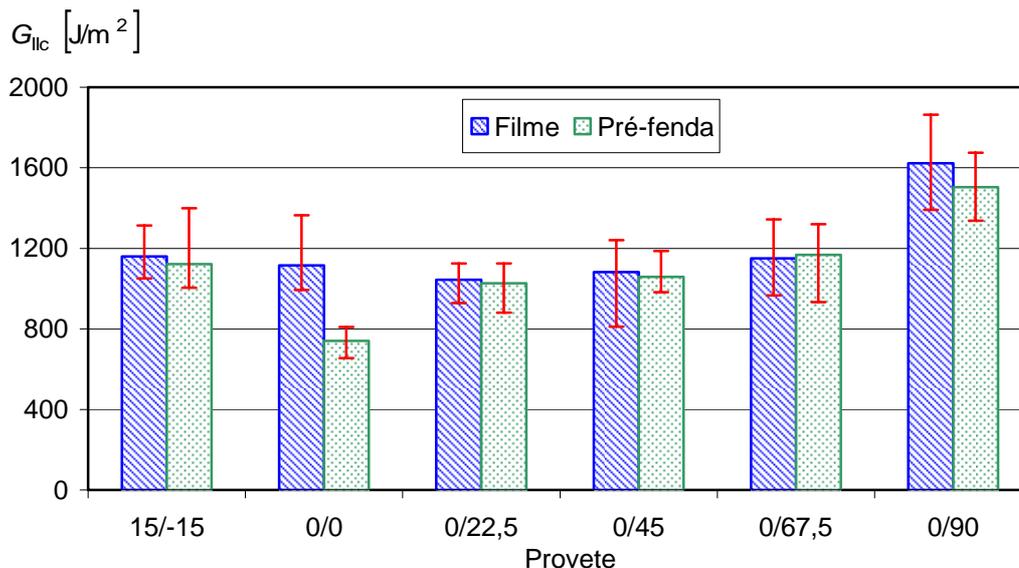


Figura 4.2-22: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{IIc}$  de iniciação obtidos pelo critério 5/M dos provetes carbono/epóxico.

Como seria de esperar das curvas carga-deslocamento e ao contrário dos provetes vidro/epóxico, as diferenças entre os critérios de iniciação foram bastante pequenas, inclusive para o NL1 (figuras 4.2-23 e 4.2-24). O critério NL3 foi praticamente igual ao 5/M, dado que o ponto de 3% de desvio ocorreu antes, mas muito próximo do de carga máxima, que coincidiu quase sempre com o ponto 5/M.

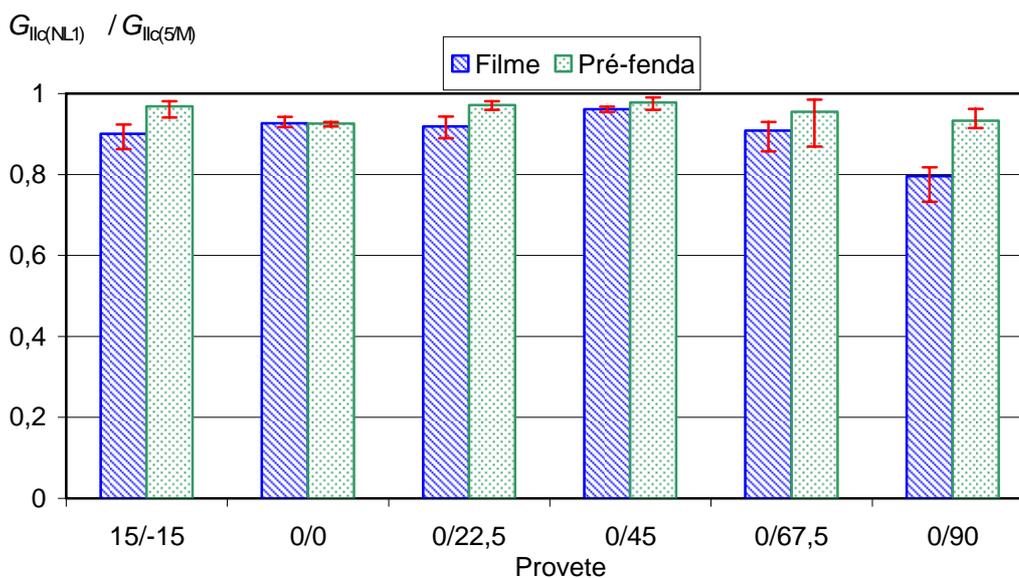


Figura 4.2-23: Rácio entre os valores de  $G_{IIc}$  obtidos pelos critérios de não-linearidade NL1 e 5% de desvio ou carga máxima (5/M) dos provetes carbono/epóxico.

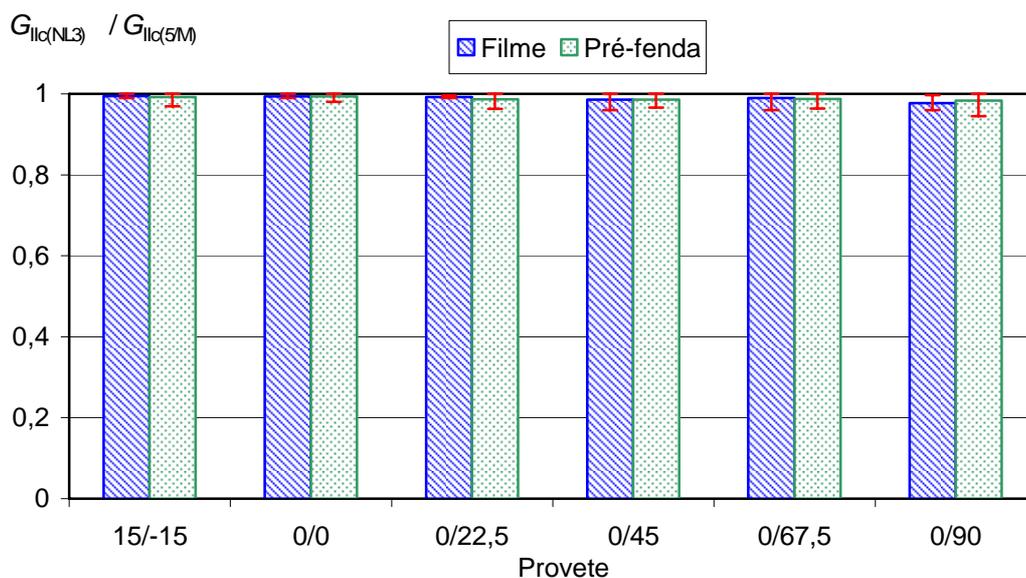


Figura 4.2-24: Rácio entre os valores de  $G_{IIc}$  obtidos pelos critérios de não-linearidade NL3 e 5% de desvio ou carga máxima (5/M) dos provetes carbono/epóxico.

Quanto ao efeito da interface de delaminação, os valores de  $G_{IIc}$  aumentaram com  $\theta$  para os provetes  $\theta$ - $\theta$  e  $0/\theta$ , corroborando outros estudos com provetes  $\theta$ - $\theta$  nos quais não ocorreu dano intralaminar (Chai, 1990; Chou e outros 1995; Ozdil e outros, 1998). Todavia, verifica-se novamente um claro desacordo com os resultados apresentados por Tao e Sun (1998) para provetes  $0/\theta$ . Como já foi antes referido, tal deve-se muito provavelmente ao facto de aqueles autores terem usado o método das áreas para obter  $G_{IIc}$ .

Mais uma vez, como se descreve na secção 4.3, foram realizados ensaios MMB nos quais a geometria do provete foi significativamente diferente da do provete ENF até aqui usado, isto é, comprimento de fenda  $a = 70$  mm e vão  $2L = 200$  mm. Devido aos resultados do estudo numérico Morais e Moura (2005a) anteriormente referidos e para avaliar possíveis diferenças entre amostras, realizaram-se ensaios ENF com a nova geometria. Aplicaram-se novamente esquemas CC1 e CC2 com comprimentos de fenda  $a = 55$  a 85 mm, tendo-se verificado excelentes correlações. A figura 4.2-25 apresenta os resultados obtidos com a nova geometria e com novo lote de provetes 0/0, 0/45, 0/67,5 e 0/90. Os resultados a partir do filme foram geralmente muito semelhantes aos da pré-fenda, apesar de se ter atingido uma diferença de 15% no caso dos provetes 0/45. Logo, os valores de  $G_{IIc}$  anormalmente elevados obtidos anteriormente para os provetes 0/0 a partir do filme

(figura 4.2-22) deveram-se provavelmente a irregularidades no filme desmoldante. Não obstante, sendo diferenças semelhantes frequentemente reportadas (Davies, 1997), não é de excluir que possa haver um efeito da zona rica em resina junto ao filme que seja significativamente maior quando a fenda inicial é pequena.

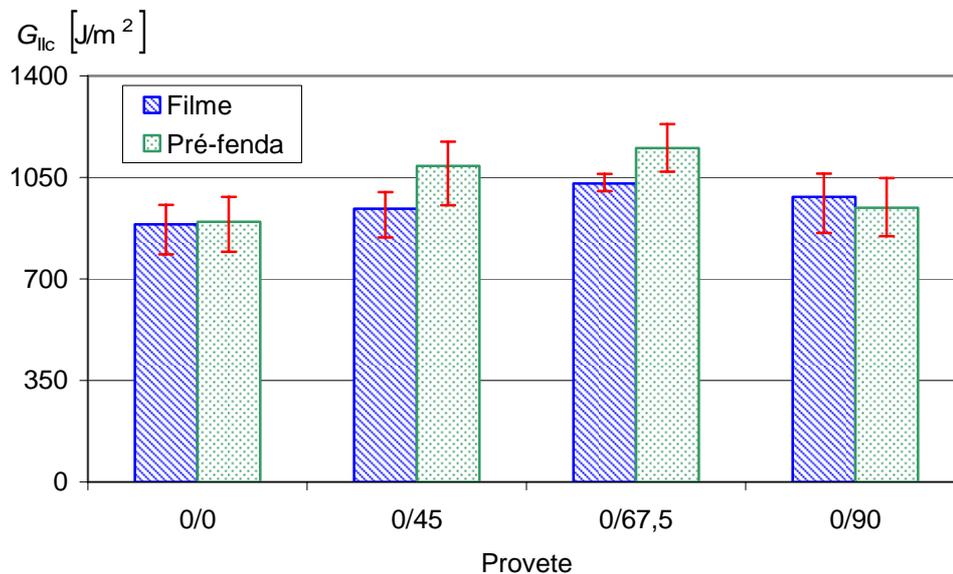


Figura 4.2-25: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{IIc}$  de iniciação obtidos com o critério 5/M para os provetes ENF carbono/epóxico com  $a = 70$  mm e  $2L = 200$  mm.

Por outro lado, os  $G_{IIc}$  obtidos com o novo lote de provetes 0/90 foram claramente menores do que os anteriores (figura 4.2-22). Por conseguinte, foram ensaiados provetes do novo lote com a geometria anterior, tendo-se verificado diferenças significativas apenas no caso dos provetes 0/90 (figura 4.2-26). Se tivermos em conta que os valores de  $G_{IIc}$  obtidos com a geometria inicial (figura 4.2-22) foram anormalmente elevados relativamente aos restantes, ganha corpo a hipótese de o lote anterior ter sido afectado por problemas de fabrico, ou de terem havido factores espúrios nos ensaios, por exemplo, dano gerado nas calibrações de flexibilidade prévias ou problemas de qualidade.

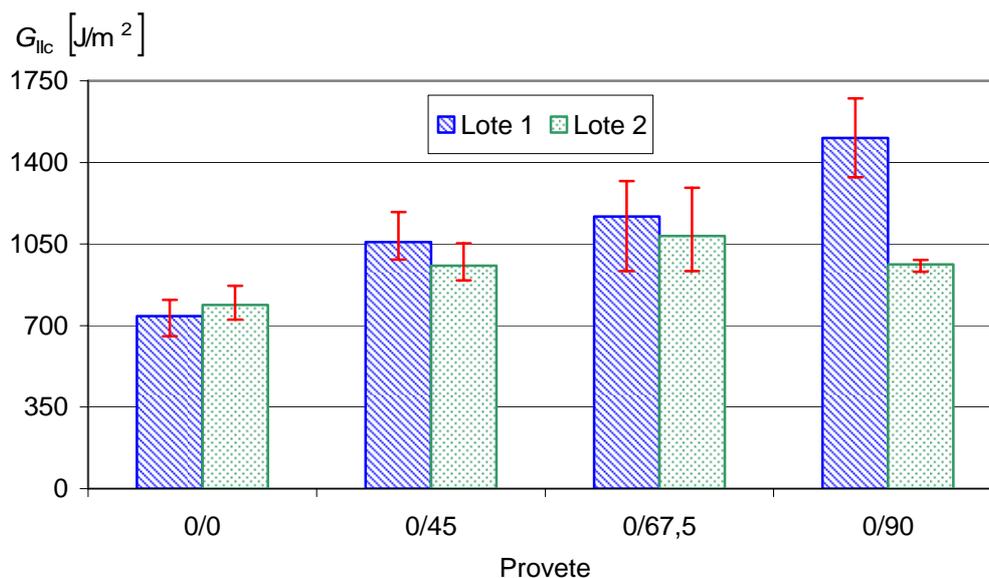


Figura 4.2-26: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{IIc}$  de iniciação (5/M) obtidos com os dois lotes de provetes ENF carbono/epóxico ensaiados a partir da pré-fenda com  $a = 25$  mm e  $2L = 100$  mm.

Finalmente, a figura 4.2-27 compara o efeito da geometria nos provetes do lote 2. Verifica-se que os provetes de maior comprimento de fenda dão origem a valores mais altos de  $G_{IIc}$ , o que se explica pelo efeito da zona de processo, conforme previsto por Morais e Moura (2005a). De facto, como a zona de processo tem dimensões muito consideráveis, contribui para gerar uma fenda equivalente maior do que a nominal, sobretudo quando esta é relativamente pequena. Porém, refira-se que essa tendência não se observa nos provetes 0/90 (figura 4.2-27). Além disso, o efeito da geometria não é elevado, ou seja, é inferior a 14%. Todavia, é de lembrar que não se trata dos provetes unidireccionais analisados por Morais e Moura (2005a).

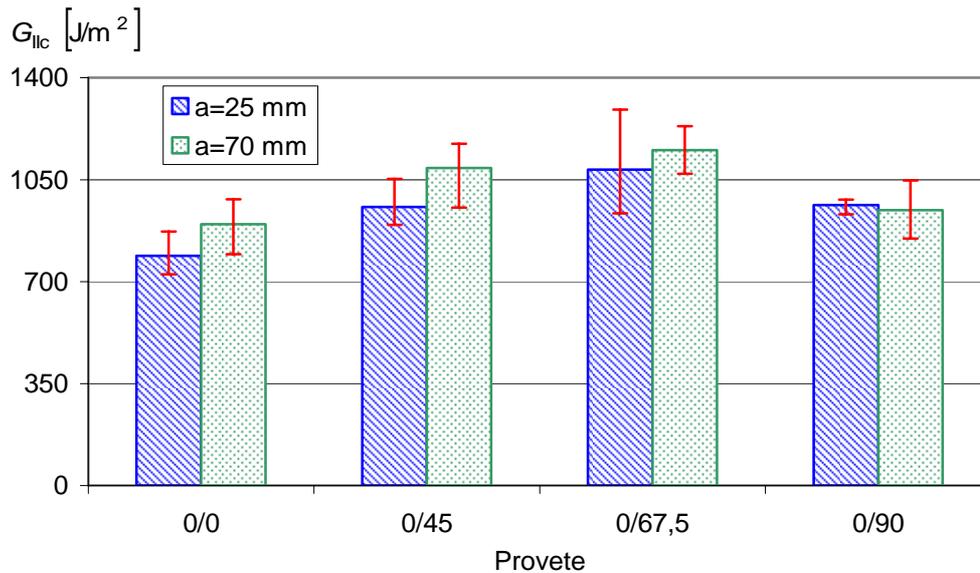


Figura 4.2-27: Valores médios e intervalos de dispersão dos  $G_{IIc}$  de iniciação (5/M) obtidos com as duas geometrias de provetes ENF carbono/epóxico ensaiados a partir da pré-fenda.

Em resumo, apesar de alguns problemas nas amostras e de serem necessários mais estudos acerca do efeito da geometria do provete ENF, os resultados obtidos permitiram elucidar o efeito da interface de delaminação: os provetes  $0/\theta$  apresentaram sempre valores de  $G_{IIc}$  superiores aos  $0/0$ .

## 4.3. ENSAIOS MMB

### 4.3.1. PROVETES VIDRO/EPÓXIDO

Como foi anteriormente referido, os ensaios MMB foram conduzidos unicamente a partir do filme. De facto, como se viu na secção 1.4, é difícil gerar uma pré-fenda de 3 a 5 mm (norma ISO 15024:2001 para o ensaio DCB) no ensaio MMB. Além disso, os valores de  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  de iniciação a partir do filme revelaram-se os mais baixos. A iniciação a partir do filme foi geralmente interlaminar pura, o que aliás era de esperar face ao que se verificou nos ensaios DCB e ENF. As figuras 4.3-1 a 4.3-4 mostram curvas carga-deslocamento típicas. Mais uma vez, a iniciação deu-se sob carga crescente, confirmando os efeitos de curva  $R$  observados nos ensaios de modo I e modo II (secções 4.1 e 4.2).

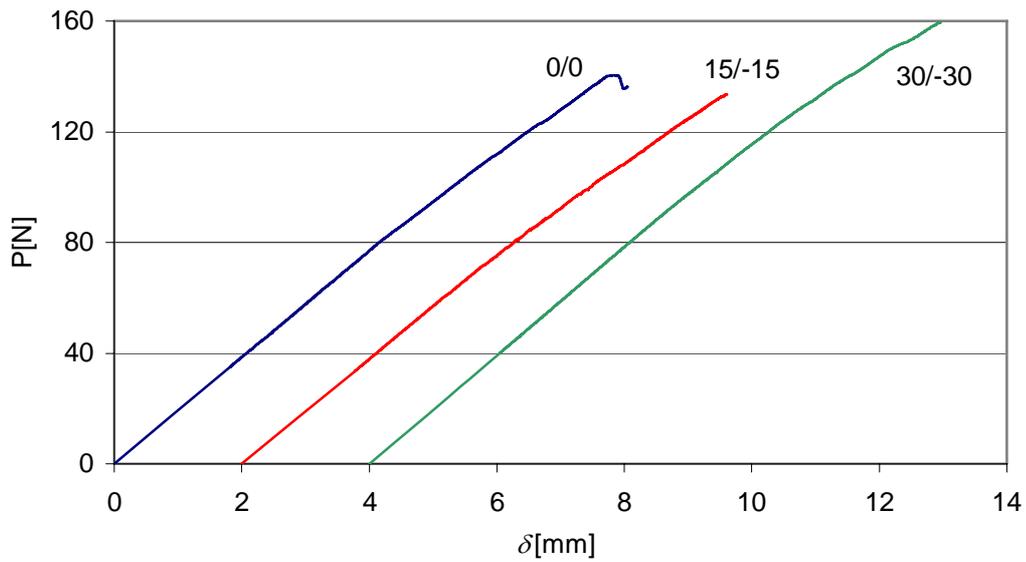


Figura 4.3-1: Curvas carga-deslocamento típicas de provetes 0/0, 15/-15 e 30/-30 na configuração de baixo modo II ( $G_{II}/G \approx 34\%$ ). Para maior clareza, as curvas dos provetes 15/-15 e 30/-30 estão deslocadas da origem 2 e 4 mm, respectivamente.

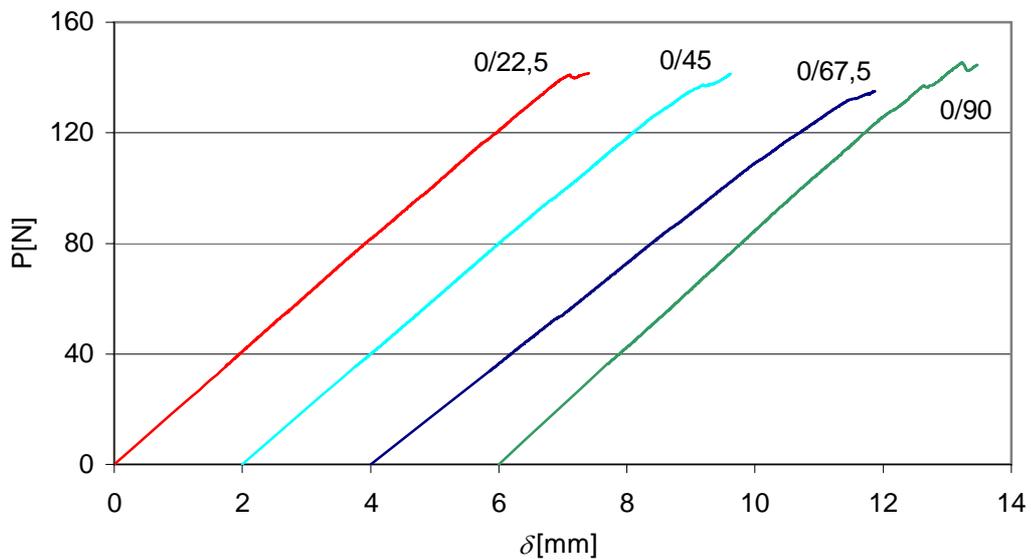


Figura 4.3-2: Curvas carga-deslocamento típicas de provetes 0/22,5, 0/45, 0/67,5 e 0/90 na configuração de baixo modo II ( $G_{II}/G \approx 34\%$ ). Para maior clareza, as curvas dos provetes 0/45, 0/67,5 e 0/90 estão deslocadas da origem 2, 4 e 6 mm, respectivamente.

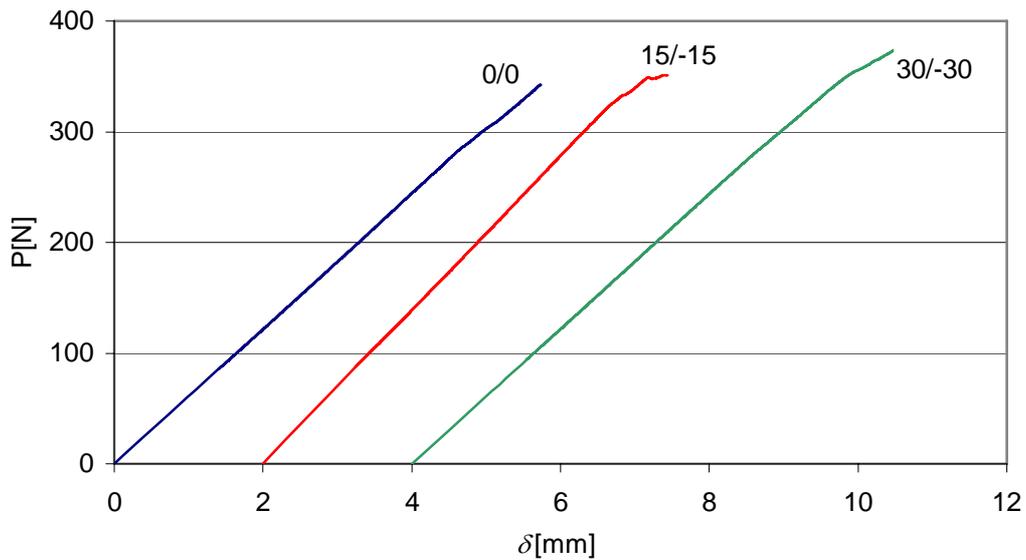


Figura 4.3-3: Curvas carga-deslocamento típicas de provetes 0/0, 15/-15 e 30/-30 na configuração de alto modo II ( $G_{II}/G \approx 85\%$ ). Para maior clareza, as curvas dos provetes 15/-15 e 30/-30 estão deslocadas da origem 2 e 4 mm, respectivamente.

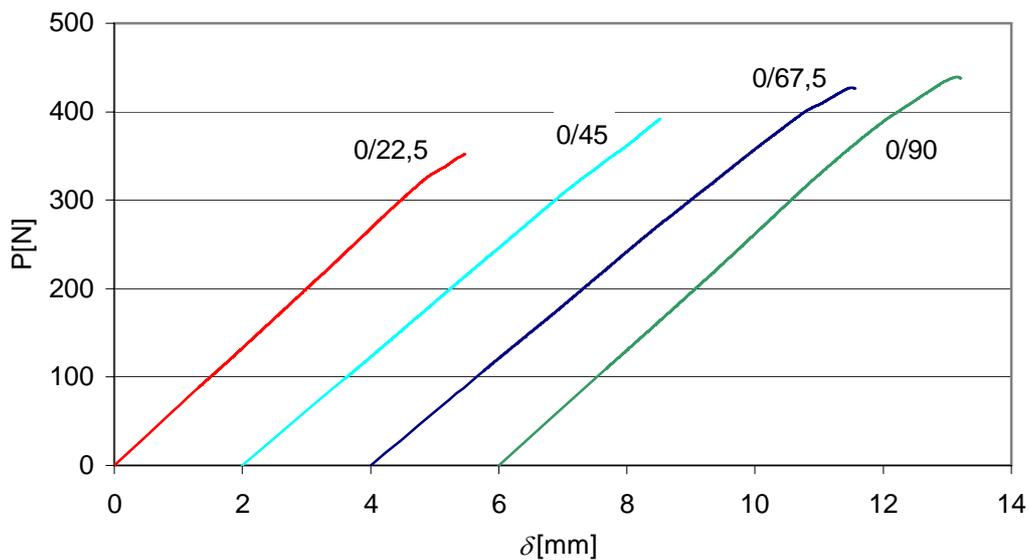


Figura 4.3-4: Curvas carga-deslocamento típicas de provetes 0/22,5, 0/45, 0/67,5 e 0/90 na configuração de alto modo II ( $G_{II}/G \approx 85\%$ ). Para maior clareza, as curvas dos provetes 0/45, 0/67,5 e 0/90 estão deslocadas da origem 2, 4 e 6 mm, respectivamente.

Para validar o método de tratamento de dados TVM, desenvolvido na secção 2.4, era fundamental comparar as flexibilidades previstas com as obtidas experimentalmente. A figura 4.3-5 confirma o bom desempenho deste método, apesar das várias hipóteses

admitidas. Não obstante, para evitar introduzir erros no cálculo das taxas críticas de libertação de energia, usaram-se as flexibilidades  $C$  efectivamente medidas para obter o módulo  $E_u$  de cada provete através da equação (2.4-11). O módulo calculado foi depois usado nas equações (2.4-7) e (2.4-8).

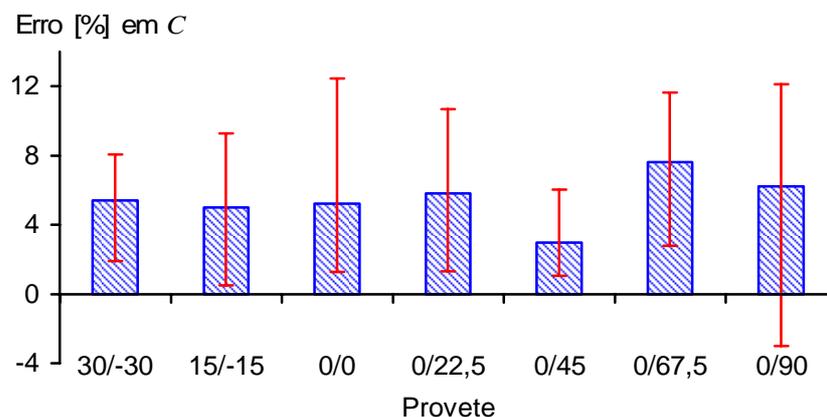


Figura 4.3-5: Médias e intervalos de dispersão dos erros da flexibilidade  $C$  da TVM em relação à experimental.

Os resultados experimentais dos ensaios MMB, DCB (secção 4.1) e ENF (secção 4.2) são apresentados nas figuras 4.3-6 e 4.3-7 na forma de gráficos da taxa crítica de libertação de energia ( $G_c$ ) versus o rácio de modo II ( $G_{II}/G$ ) para os critérios NL3 e 5/M, respectivamente. Em geral, o critério de fractura linear

$$G_c = G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic})G_{II}/G \quad (4.3-1)$$

ajustou-se bem aos resultados experimentais, sendo os coeficientes de correlação superiores a 0,98. No entanto, há algumas discrepâncias na zona de alto modo II dos provetes 0/45 e 0/90. De facto, os resultados experimentais destes provetes sugerem que, para  $G_{II}/G \geq 85\%$ , a fractura ocorre quando  $G_{II} = G_{IIc}$  independentemente de  $G_I$ . Seriam necessários ensaios adicionais na região de alto modo II para tirar conclusões definitivas. De qualquer forma, o critério de fractura linear (4.3-1) é uma boa aproximação. Os gráficos da figura 4.3-7 mostram também que os critérios de iniciação NL3 e 5/M conduziram a resultados muito semelhantes. Além disso, as rectas de aproximação do critério de fractura linear (4.3-1) foram praticamente paralelas. Isto parece confirmar que os pontos NL3 e 5/M estão de facto muito próximos da verdadeira iniciação.

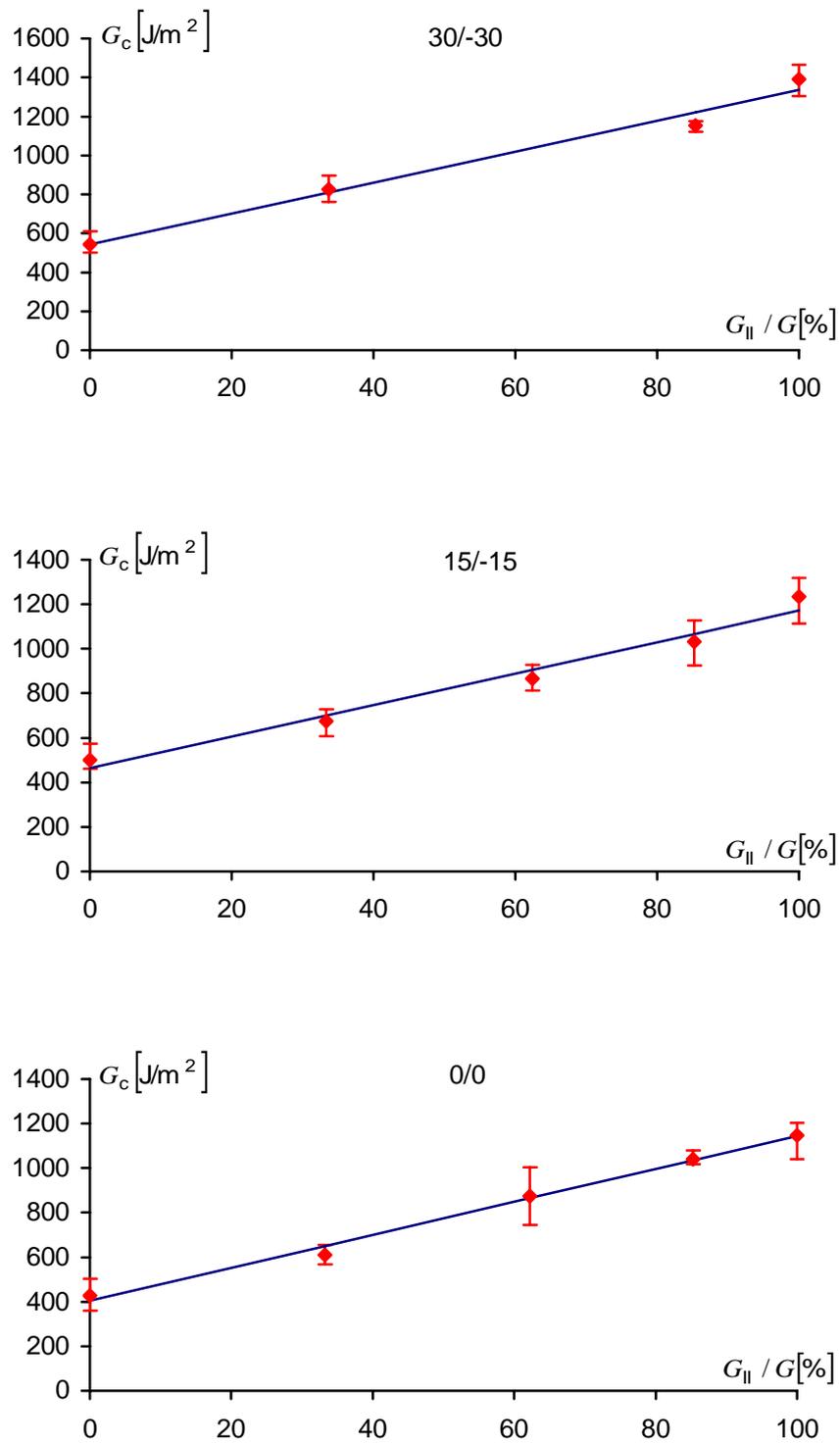


Figura 4.3-6: Médias e intervalos de dispersão dos valores experimentais de  $G_c$  obtidos com o critério de iniciação NL3. A figura mostra também a recta de aproximação do critério de fractura linear (4.3-1).

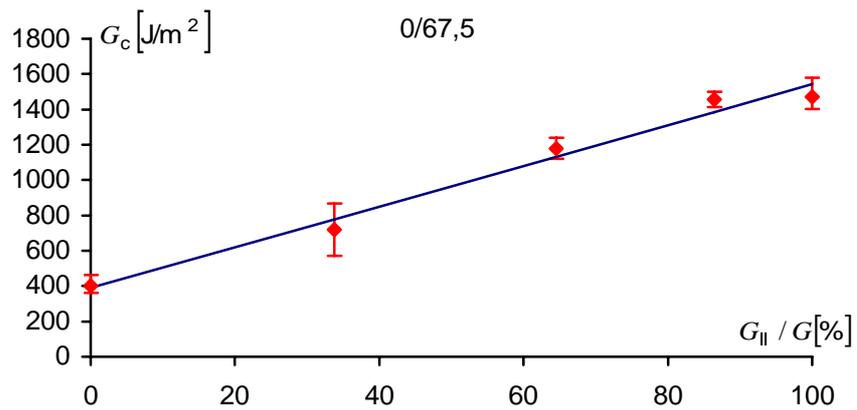
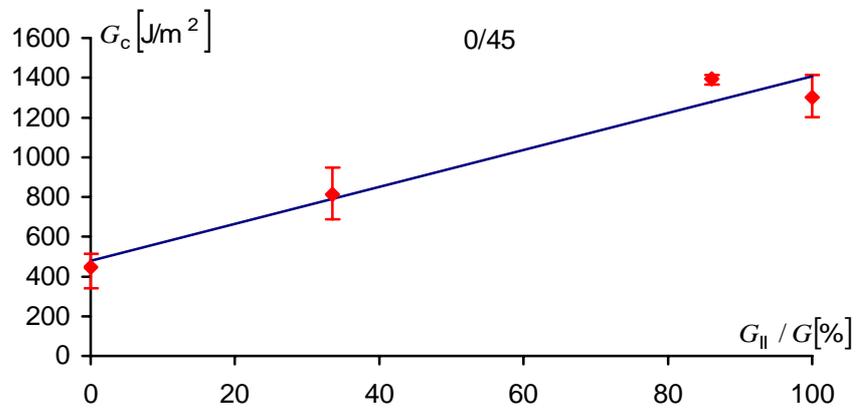
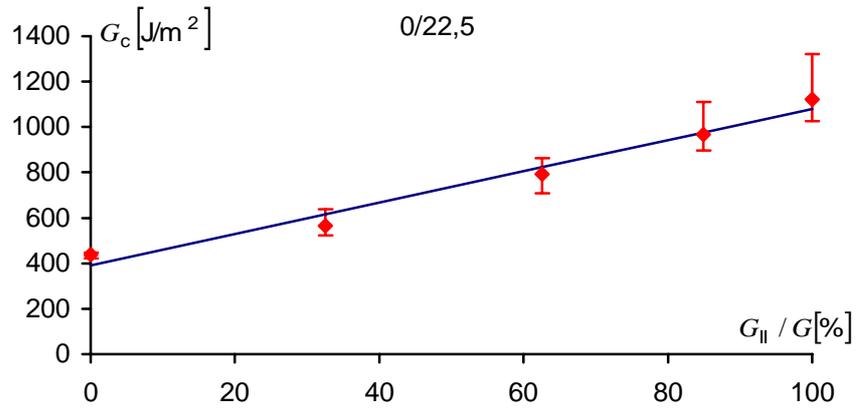


Figura 4.3-6:(Continuação).

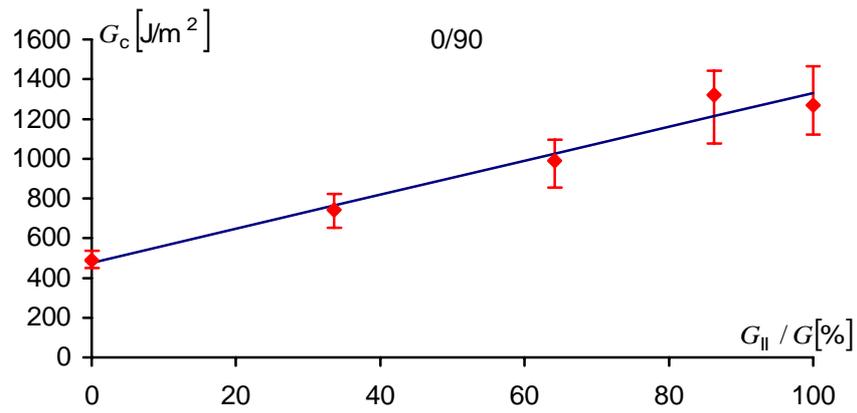


Figura 4.3-6:(Continuação).

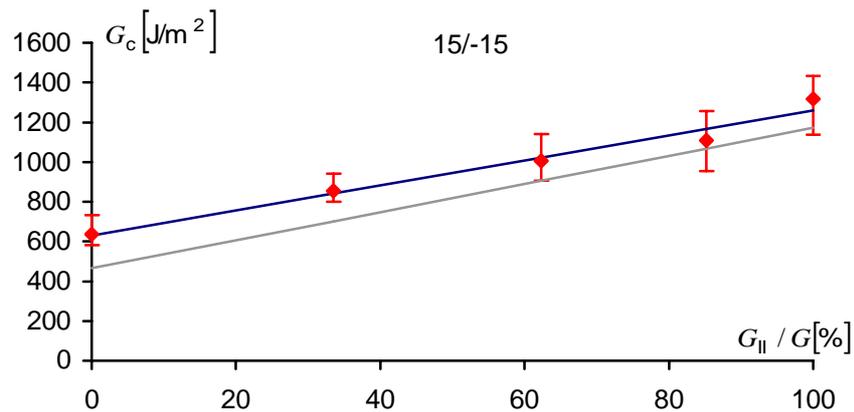
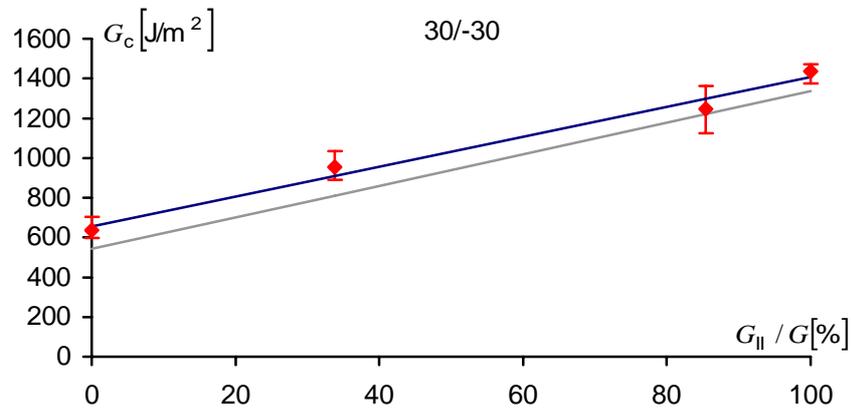


Figura 4.3-7: Médias e intervalos de dispersão dos valores experimentais de  $G_c$  obtidos com o critério de iniciação 5/M. A figura mostra também as rectas de aproximação do critério de fractura linear (4.3-1) para os pontos 5/M (a azul) e NL3 (a cinzento).

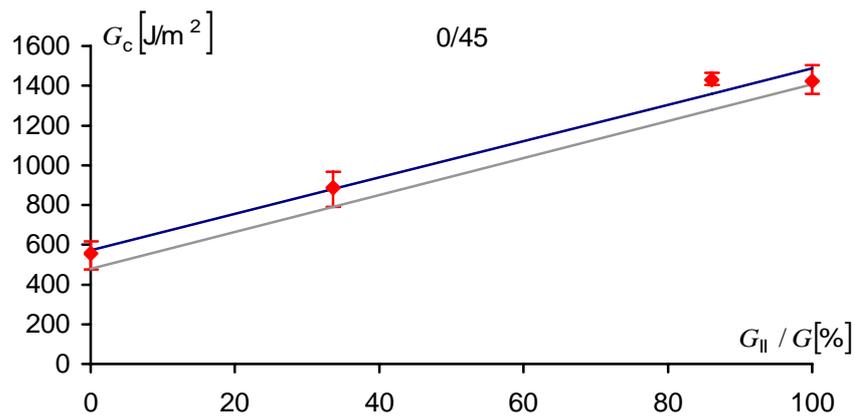
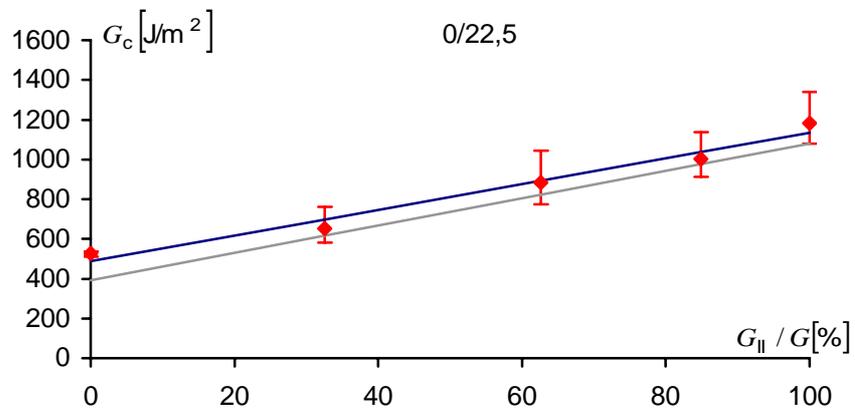
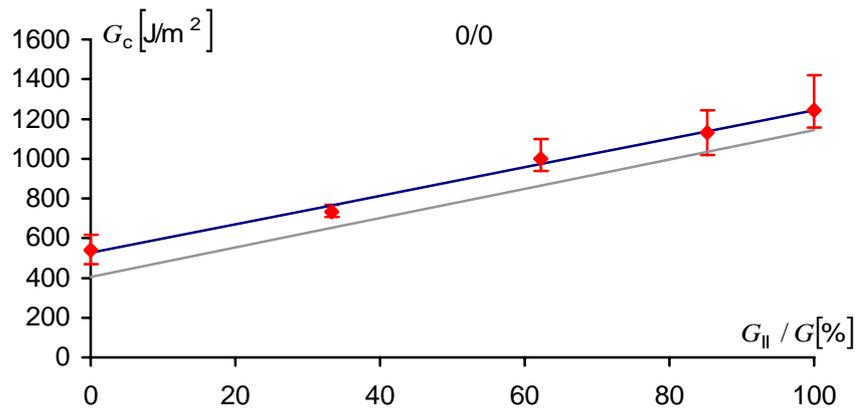


Figura 4.3-7:(Continuação).

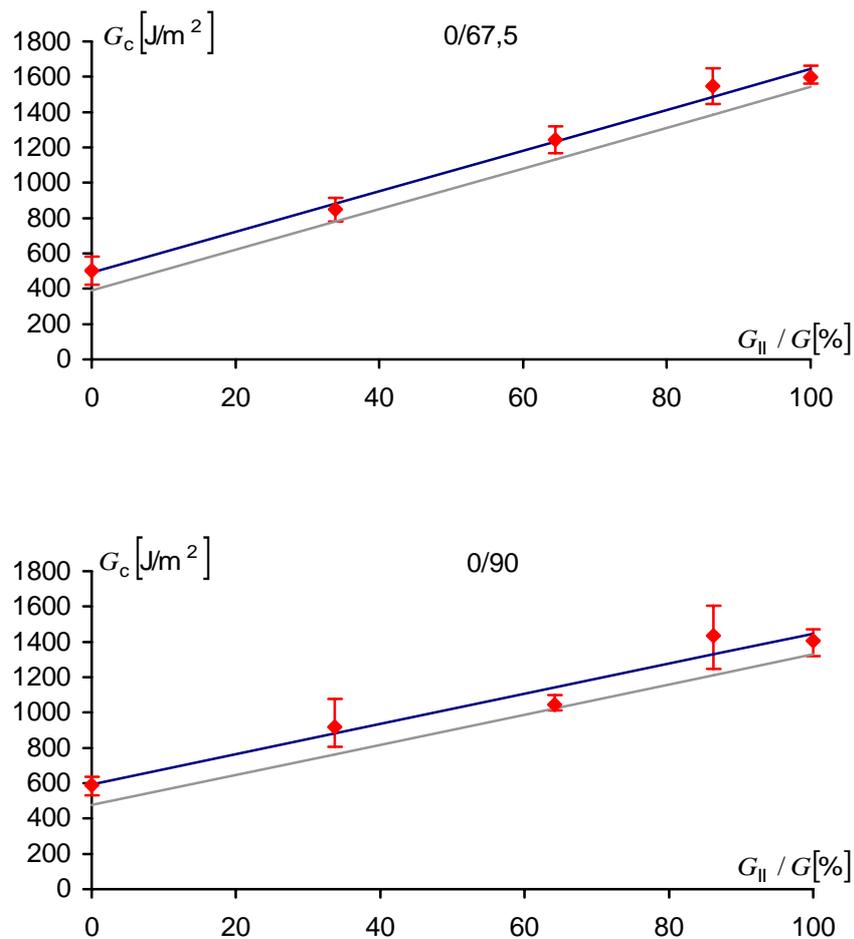


Figura 4.3-7(Continuação).

Por fim, as figuras 4.3-8 a 4.3-10 dão uma visão de conjunto do efeito da interface de delaminação em  $G_c$  em todo o campo de combinações de modo I e de modo II. Em geral, pode-se concluir que o efeito de  $\theta$  em  $G_c$  é significativo quando:

- $\theta \geq 30^\circ$  e  $\theta \geq 45^\circ$  nas interfaces de delaminação  $\theta/-\theta$  e  $0/\theta$ , respectivamente;
- a proporção de modo II aumenta nos provetes  $0/\theta$ .

Além disso, confirma-se a convicção corrente de que à interface  $0/0$  correspondem os menores valores de  $G_c$ , apesar de os provetes  $0/22,5$  terem apresentado valores algo inferiores. Porém a diferença não deverá ser significativa, face à dispersão dos resultados e a diferenças inevitáveis entre amostras.

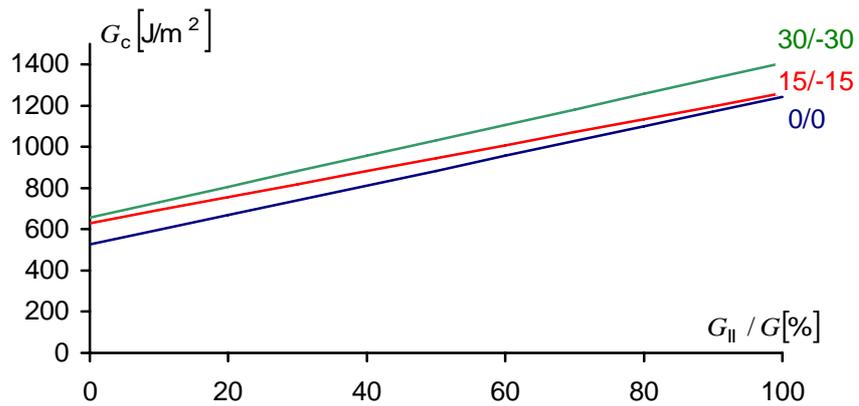


Figura 4.3-8: Comparação dos critérios de fractura aproximados para os provetes  $\theta/-\theta$ . Usou-se o critério 5/M.

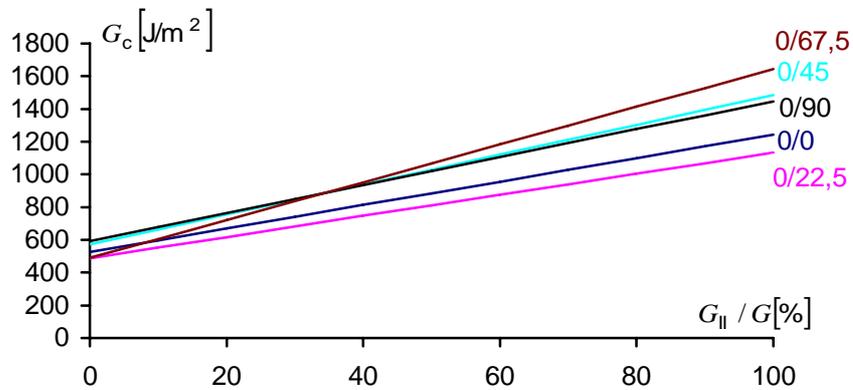


Figura 4.3-9: Comparação dos critérios de fractura aproximados para os provetes  $0/\theta$ . Usou-se o critério 5/M.

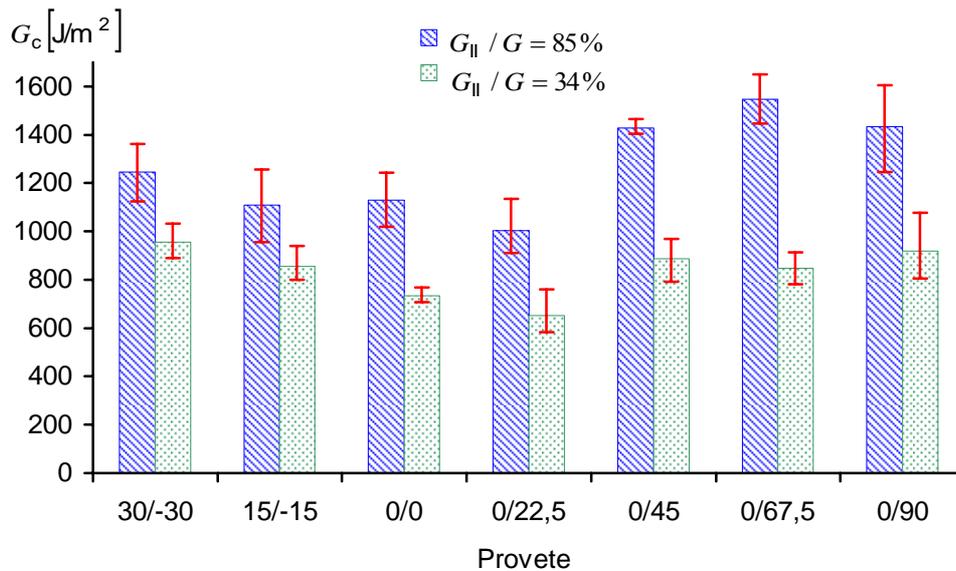


Figura 4.3-10: Comparação dos valores médios e intervalos de dispersão de  $G_c$  de modo misto para todos os provetes. Usou-se o critério 5/M.

### 4.3.2. PROVETES CARBONO/EPÓXIDO

Os ensaios MMB dos provetes carbono/epóxico foram também conduzidos unicamente a partir do filme. As figuras 4.3-11 e 4.3-12 mostram curvas carga-deslocamento típicas. A iniciação ocorreu sob cargas crescentes em todos os provetes nas situações de alto modo I (figura 4.3-11). Isto é consistente com o efeito de curva  $R$  decorrente do *fibre bridging* observado nos ensaios DCB, que está associado à ocorrência de dano intralaminar nos provetes  $0/\theta$  pouco após a iniciação (figuras 4.3-13 e 4.3-14). Por outro lado, na configuração dominada pelo modo II, o efeito de curva  $R$  foi ténue e a iniciação por vezes instável (figura 4.3-12), não se tendo observado dano intralaminar. Este resultado está também em boa concordância com os de modo II, em que se verificou que os valores de  $G_{IIc}$  de iniciação a partir do filme foram muito próximos dos da pré-fenda.

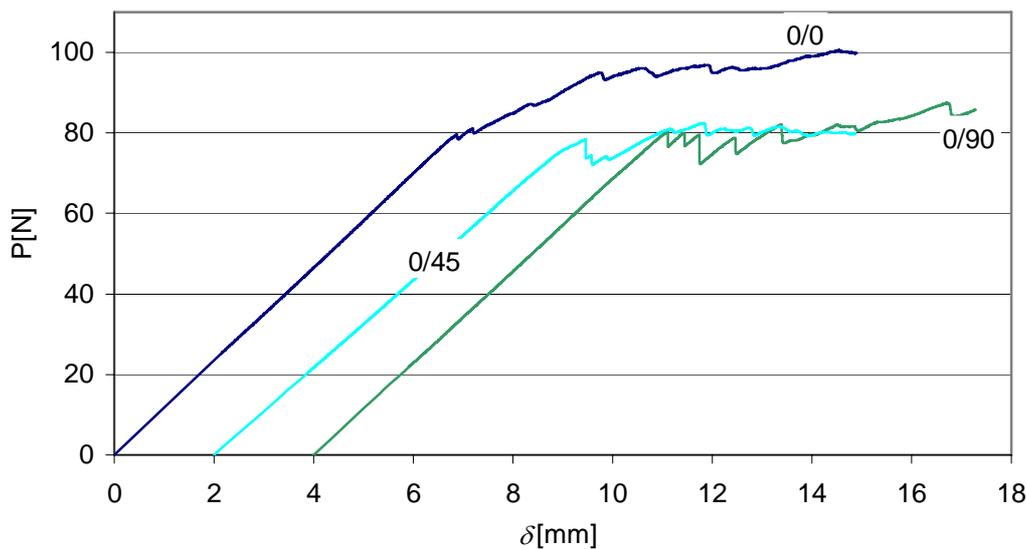


Figura 4.3-11: Curvas carga-deslocamento típicas de provetes 0/0, 0/45 e 0/90 na configuração de baixo modo II ( $G_{II}/G \approx 34\%$ ). Para maior clareza, as curvas dos provetes 0/45 e 0/90 estão deslocadas da origem 2 e 4 mm, respectivamente.

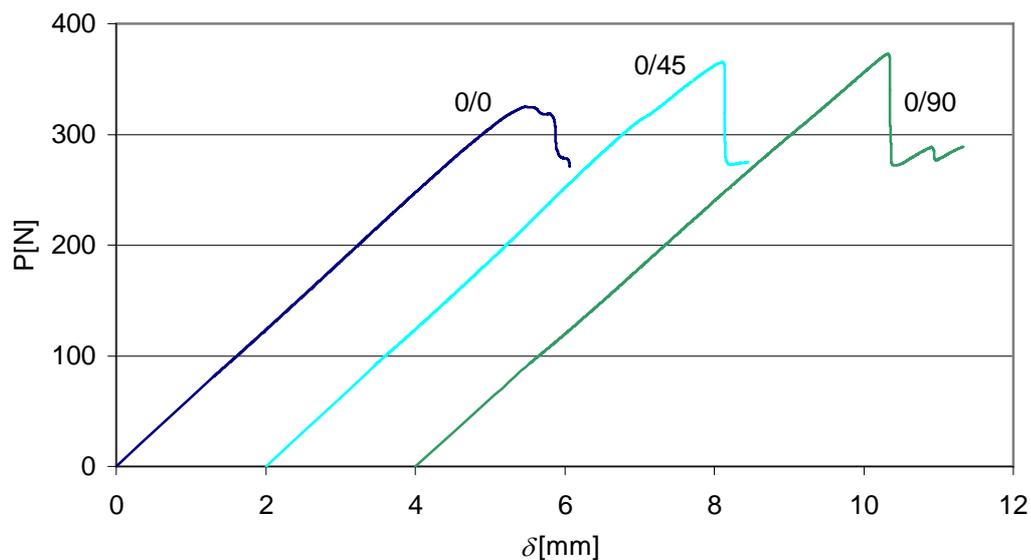


Figura 4.3-12: Curvas carga-deslocamento típicas de provetes 0/0, 0/45 e 0/90 na configuração de alto modo II ( $G_{II}/G \approx 85\%$ ). Para maior clareza, as curvas dos provetes 0/45 e 0/90 estão deslocadas da origem 2 e 4 mm, respectivamente.



Figura 4.3-13: Fotografia de um provete 0/45 ensaiado na configuração  $G_{II}/G \approx 25\%$ .



Figura 4.3-14: Fotografia de um provete 0/90 ensaiado na configuração  $G_{II}/G \approx 25\%$ .

O método de tratamento de dados TVM, desenvolvido na secção 2.4, foi aplicado aos provetes carbono/epóxico nos mesmos moldes que aos vidro/epóxico. A figura 4.3-15 confirma a boa concordância entre as previsões da TVM e os valores experimentais.

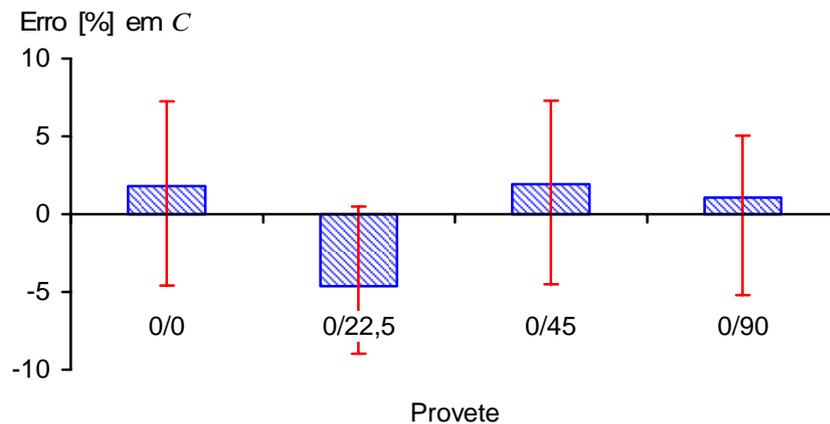


Figura 4.3-15: Médias e intervalos de dispersão dos erros da flexibilidade  $C$  prevista pela TVM em relação à experimental.

Por seu turno, as figuras 4.3-16 e 4.3-17 apresentam novamente os resultados experimentais dos ensaios MMB, DCB e ENF na forma de gráficos de  $G_c$  versus o rácio de modo II  $G_{II}/G$  para os critérios NL3 e 5/M, respectivamente. Nesta fase, é importante lembrar as discrepâncias significativas na partição de modos entre a TVM e a VCCT para os provetes 0/45 e 0/90. Logo, os rácios  $G_{II}/G$  e, conseqüentemente, a forma dos gráficos devem ser encarados com reservas. Não obstante, e tal como nos provetes vidro/epóxico, o critério de fractura linear (4.3-1) ajustou-se bastante bem a todos os resultados (coeficientes de correlação superiores a 0,987), apesar de algumas discrepâncias nos provetes 0/90. Isto pode indicar que, devido ao desenvolvimento da zona de processo, a partição de modos da TVM acaba por ser adequada. Trata-se de um assunto que requer investigação a outros níveis, por exemplo, modelação micromecânica. Por outro lado, os critérios de iniciação NL3 e 5/M conduziram também a resultados muito semelhantes, sendo as rectas de aproximação do critério de fractura linear (4.3-1) praticamente paralelas. Isto reforça a ideia de que aqueles critérios são de facto rigorosos.

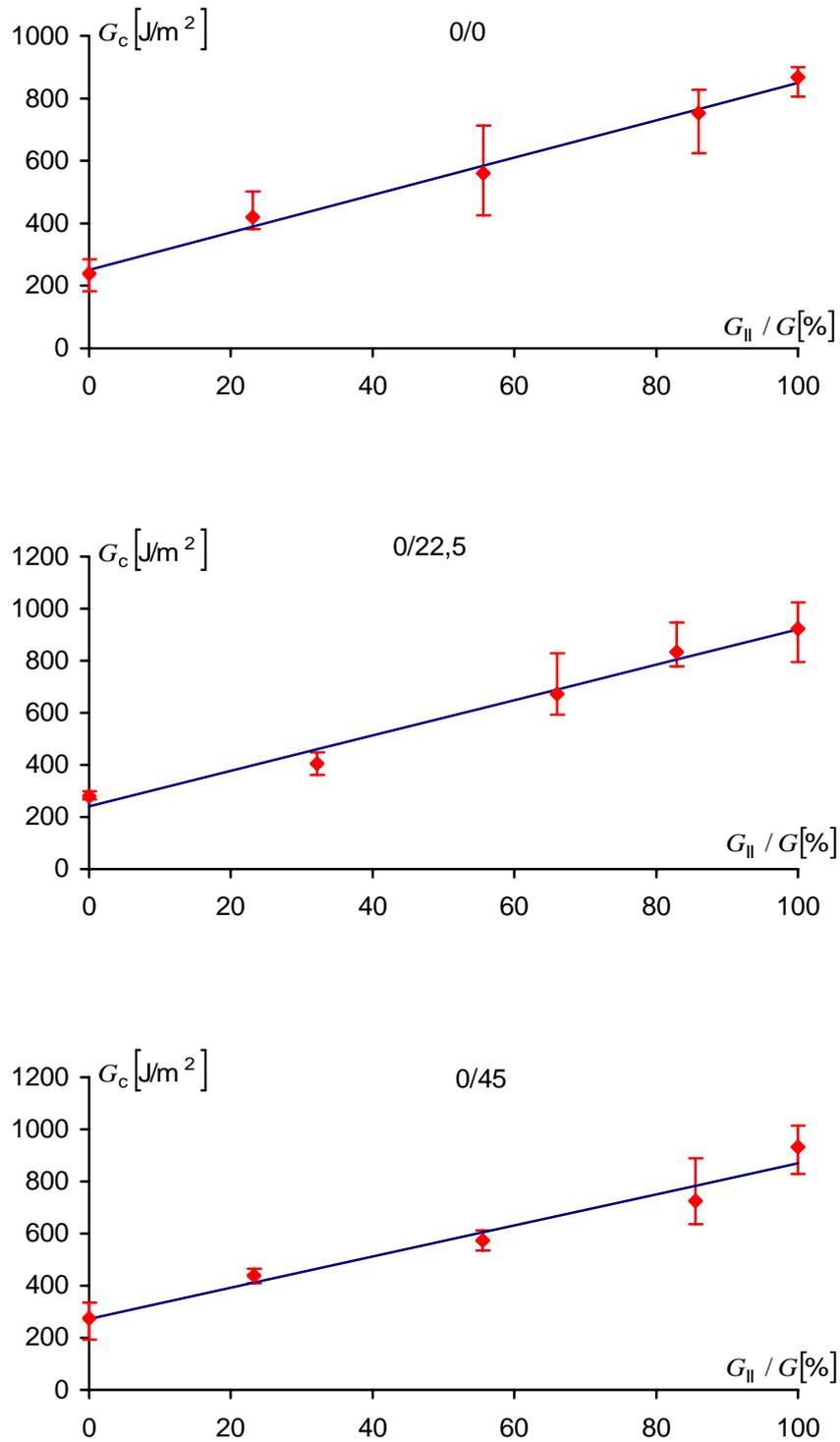


Figura 4.3-16: Médias e intervalos de dispersão dos valores experimentais de  $G_c$  obtidos com o critério de iniciação NL3. A figura mostra também a recta de aproximação do critério de fractura linear (4.3-1). O gráfico 0/22,5 foi obtido para  $a = 50$ ,  $L = 80$  e  $c = 88, 50$  e  $39$  mm (figura 2.4-1).

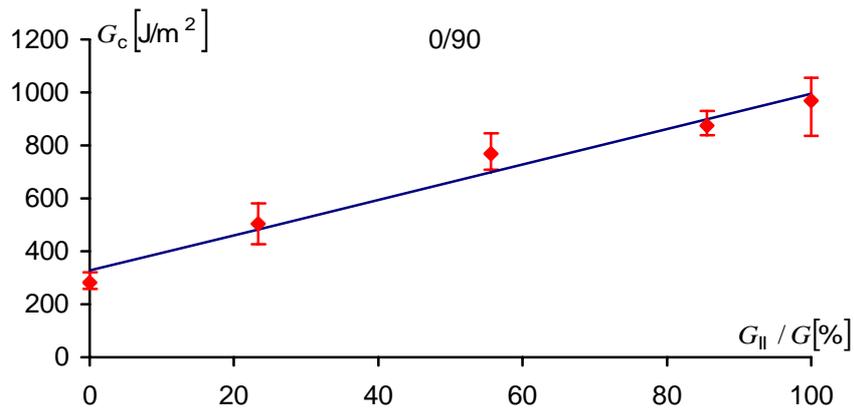


Figura 4.3-16: (Continuação).

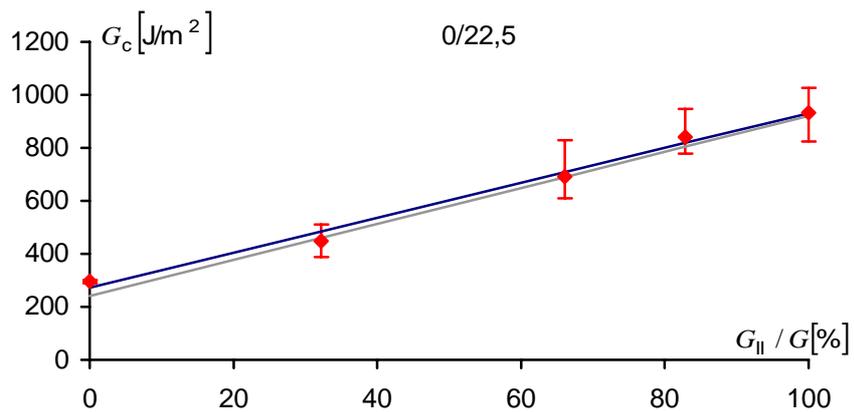
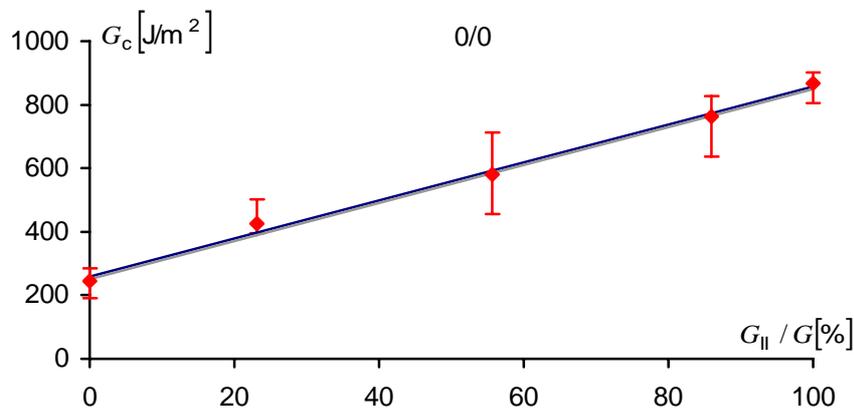


Figura 4.3-17: Médias e intervalos de dispersão dos valores experimentais de  $G_c$  obtidos com o critério de iniciação 5/M. A figura mostra também as rectas de aproximação do critério de fractura linear (4.3-1) para os pontos 5/M (a azul) e NL3 (a cinzento). O gráfico 0/22,5 foi obtido para  $a = 50$ ,  $L = 80$  e  $c = 88$ , 50 e 39 mm (figura 2.4-1).

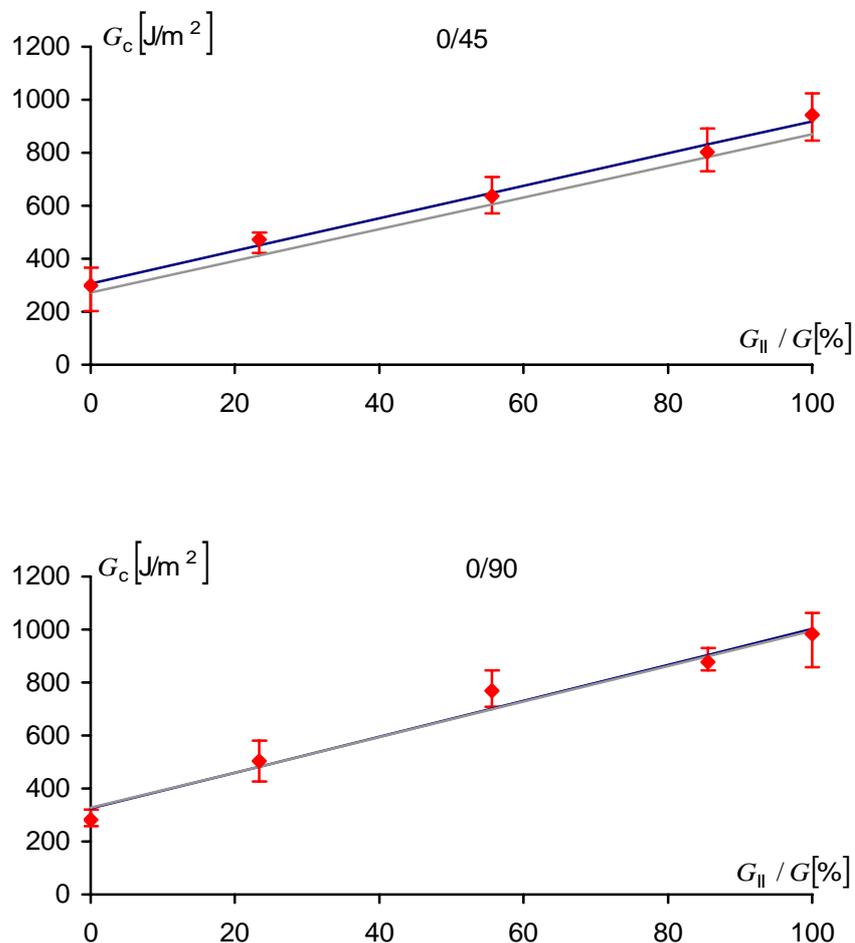


Figura 4.3-17: (Continuação).

Finalmente, o efeito da interface de delaminação em  $G_c$  é ilustrado nas figuras 4.3-18 e 4.3-19. Os resultados evoluem naturalmente entre os de modo I puro, em que  $G_c$  é praticamente independente da interface de delaminação, e os de modo II puro, onde os provetes  $0/\theta$  têm maiores valores de  $G_c$ .

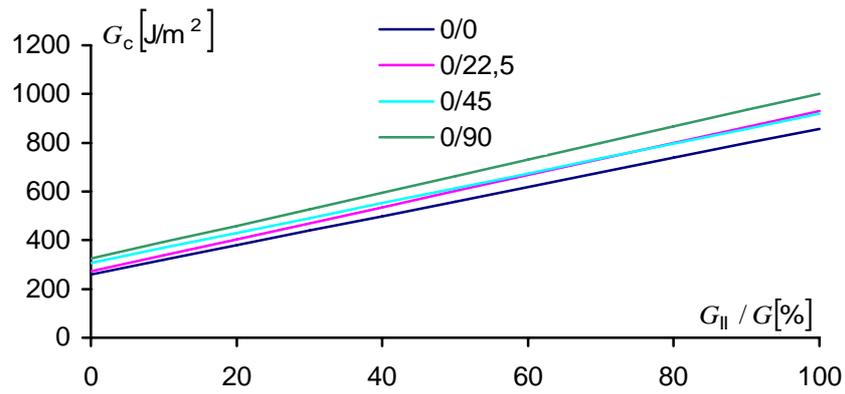


Figura 4.3-18: Comparação das aproximações do critério de fractura linear obtidas para todos os provetes.

Usou-se o critério 5/M.

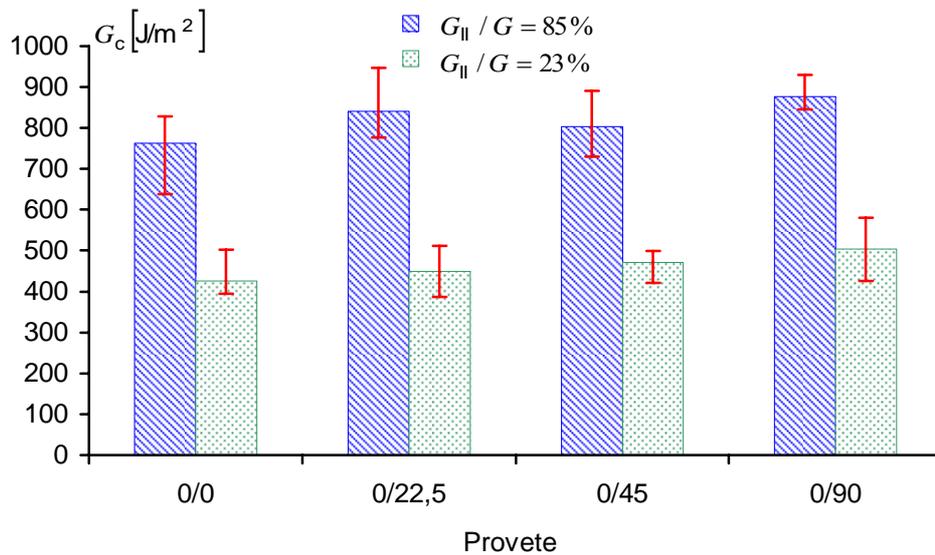


Figura 4.3-19: Comparação dos valores médios e intervalos de dispersão de  $G_c$  de modo misto para todos os provetes. Usou-se o critério 5/M.

## CAPÍTULO 5

# AS TENACIDADES E O EFEITO DA INTERFACE

O objectivo deste estudo foi compreender melhor o efeito da interface de delaminação em  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  a partir da análise do campo de tensões local. Como é sabido, este pode ser descrito pelos factores de intensidade de tensão,  $K_j$ , sendo  $j = I, II$  ou  $III$  o modo de sollicitação da fenda. Todavia, surgem algumas ambiguidades quando se trata de delaminação entre camadas de diferentes orientações (ver capítulo 1). Na realidade, foi já demonstrado que previsões da fractura baseadas nos  $K_j$  e nas tenacidades  $K_{jc}$  podem ser algo diferentes das obtidas com  $G_j$  e  $G_{jc}$  (Chow e Atluri, 1997; Narayan e Beuth, 1998).

Apesar da fractura de materiais isotrópicos ser geralmente analisada em termos de  $K_j$  e  $K_{jc}$  e das várias técnicas desenvolvidas, a obtenção dos  $K_j$  a partir de modelos EF continua a ser objecto de investigação (Courtin e outros, 2005; Banks-Sills e outros, 2005). Um dos métodos mais rigorosos consiste em calcular  $G_j$  e aplicar posteriormente as relações conhecidas com os  $K_j$ , relações essas que são muito simples para materiais isotrópicos (Kanninen e Popelar, 1985). Além disso, no âmbito da mecânica da fractura linear elástica,  $G$  é igual ao integral  $J$  (Rice, 1968), que é calculado pela maior parte dos programas EF. De facto, é possível obter valores de  $J$  bastante precisos sem recorrer a grandes níveis de refinamento das malhas de EF e sem usar elementos especiais na frente da fenda (Barsoum, 1976). Adicionalmente, muitos casos de interesse prático são

normalmente analisados como sendo de modo I puro e estado plano de deformação, proporcionando o cálculo de  $K_I$  a partir de  $J_I$ .

Naturalmente, surgem dificuldades quando se trata de solicitações tridimensionais de modo misto em materiais anisotrópicos. A primeira questão a resolver é a partição de modos. Ishikawa e outros (1979) separaram  $J$  nas suas componentes  $J_I$  e  $J_{II}$ , mas o método só é aplicável a materiais isotrópicos submetidos a cargas de modo misto I + II. Por outro lado, o integral  $M$  (Banks-Sills e outros, 2005; Kanninen e Popelar, 1985; Yau e outros, 1980; Wang e outros, 1980) pode tratar a partição de modos em materiais monoclinicos. Porém, a sua aplicação é bastante complexa, uma vez que implica a sobreposição de soluções auxiliares associadas aos modos puros. Tal requer o conhecimento das relações entre os  $K_j$  e os campos de tensões locais, que podem ser bastante complexas para materiais anisotrópicos. Além disso, são necessárias malhas refinadas com elementos singulares de Barsoum (1976). Uma alternativa menos complicada consiste em aplicar a técnica de fecho virtual da fenda (VCCT) (Rybicki e Kanninen, 1977; Krueger, 2002) para obter as componentes  $G_j$  e usar posteriormente as relações  $G_j-K_j$ . Por outro lado, um dos métodos mais simples e mais usado consiste na extrapolação do deslocamento (Courtin e outros, 2005; Banks-Sills e outros, 2005). Trata-se normalmente de obter os deslocamentos ao longo das faces da fenda e de aplicar as suas relações com  $K_j$  para calcular uma gama de estimativas destes. Numa certa zona de distâncias  $r$  a partir da ponta da fenda, as estimativas de  $K_j$  variam linearmente com  $r$ . O valor de  $K_j$  é então obtido por extrapolação da recta de aproximação para  $r = 0$ . Este método não é tão rigoroso como os que se baseiam em integrais de contorno e também requer o conhecimento das relações  $K_j$  – deslocamentos locais.

Neste trabalho, recorreu-se ao método das forças nodais, desenvolvido por Raju e Newman (1977), e que tem sido muito pouco utilizado (Smith e Raju, 1998; Sethuraman e Ilango, 2005; Morais 2006). Inicialmente aplicado com elementos singulares de Barsoum (1976) a materiais isotrópicos, Morais (2006) mostrou recentemente que, com pequenas alterações, o método das forças nodais pode ser aplicado com vários tipos de elementos a problemas que envolvam materiais ortotrópicos. Seguidamente é descrita a sua aplicação aos provetes DCB, ENF e MMB.

## 5.1. CÁLCULO DOS FACTORES DE INTENSIDADE DE TENSÃO

A figura 5.1-1 representa um corpo ortotrópico com uma fenda, sujeito a cargas de modo misto I + II. A fenda está orientada segundo um dos eixos de simetria do material. Assim, as tensões ao longo do eixo  $x$  e na vizinhança da frente da fenda são dadas por

$$\sigma_z = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi x}} \quad (5.1-1)$$

$$\tau_{xz} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi x}} \quad (5.1-2)$$

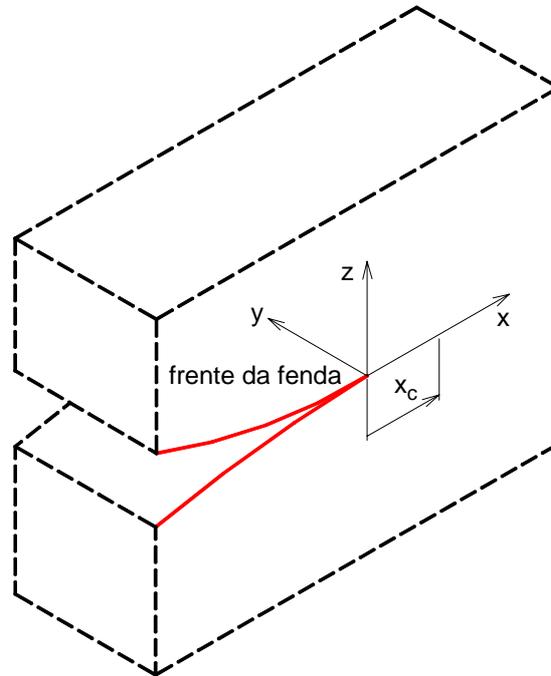


Figura 5.1-1: Sistema de coordenadas local na frente da fenda de um corpo ortotrópico.

As forças totais no comprimento  $x_c$  definem-se como sendo

$$F_z = \int_0^{x_c} \sigma_z dx = K_I \sqrt{\frac{2x_c}{\pi}} \quad (5.1-3)$$

$$F_x = \int_0^{x_c} \tau_{xz} dx = K_{II} \sqrt{\frac{2x_c}{\pi}} \quad (5.1-4)$$

e os seus valores podem ser obtidos através das forças nodais dos modelos EF. Tal como no método de extrapolação do deslocamento, também as relações lineares  $F_x - \sqrt{x_c}$  e

$F_z - \sqrt{x_c}$  permitem determinar  $K_I$  e  $K_{II}$  a partir dos gráficos de variação das suas estimativas (5.1-3) e (5.1-4) com  $x_c$  (Raju e Newmann, 1977). Naturalmente, este procedimento requer malhas EF que contenham faces de elementos no plano da fenda  $z = 0$  (figura 5.1-2). Embora não seja essencial, é conveniente que o comprimento e largura dos elementos sejam constantes na vizinhança da frente da fenda. Segue-se a definição do comprimento  $x_c$  e de quais as forças nodais que devem ser consideradas. Quando se usam elementos de 20 nós, Morais (2006) propôs que  $x_c$  vá desde a frente da fenda até à posição média das do último nó  $n$  do elemento cuja força é considerada e do nó central do elemento seguinte. Por outro lado, para malhas formadas com elementos de 8 nós,  $x_c$  será delimitada pela posição média dos nós do primeiro elemento excluído do somatório das forças (Morais, 2006).

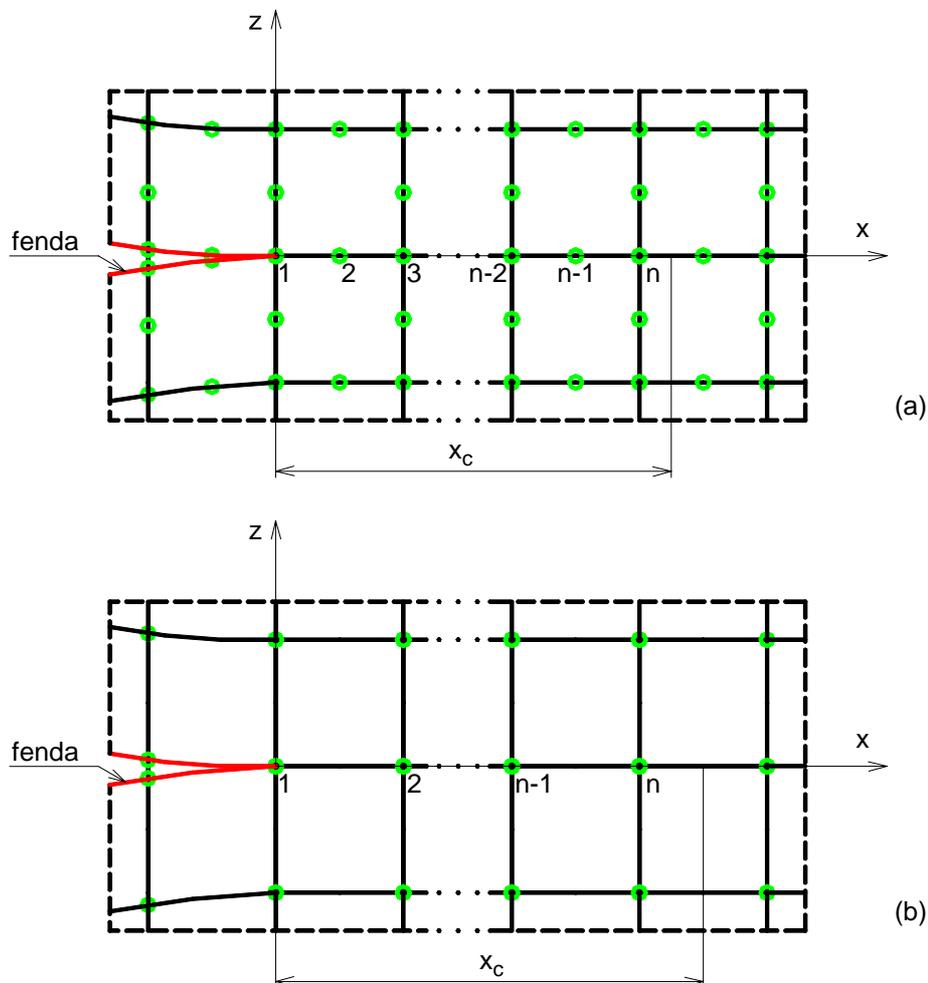


Figura 5.1-2: Definição da distância  $x_c$  nas malhas EF com elementos de (a) 20 nós e (b) 8 nós (vista lateral).

Nestas circunstâncias, as estimativas dos factores de intensidade de tensão são dadas por

$$K_I' = \sqrt{\frac{\pi}{2x_c}} \sum_{i=1}^n \frac{F_{z,i}}{e} \quad (5.1-5)$$

$$K_{II}' = \sqrt{\frac{\pi}{2x_c}} \sum_{i=1}^n \frac{F_{x,i}}{e} \quad (5.1-6)$$

onde  $e$  é a largura do elemento considerado.  $K_I$  e  $K_{II}$  são seguidamente calculados através da extrapolação para  $x_c = 0$  das aproximações lineares de  $K_I'$  versus  $x_c$  e  $K_{II}''$  versus  $x_c$ , respectivamente. Uma vantagem deste processo relativamente ao método de extrapolação do deslocamento é óbvia: não é necessário conhecer as constantes elásticas do material nem as suas relações com o campo de deslocamentos, que são complicadas para laminados. Outra vantagem é o maior rigor com malhas menos refinadas e com elementos lineares (Morais, 2006), dado que se usam somatórios de forças e não deslocamentos pontuais.

## 5.2. MODELOS DE ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÃO GENERALIZADO

Em princípio, a análise deste capítulo deveria ser realizada com modelos 3D EF dos vários ensaios. Porém, isso seria bastante exigente em termos computacionais, face ao maior nível de refinamento necessário. Na verdade, os modelos EF de estado plano de deformação generalizado (*generalised plane strain* – GPS) mostraram ser boas aproximações aos resultados 3D. Tal pode ser atribuído ao número considerável de camadas a 90° na sequência de empilhamento dos provetes, que reduzem as deformações transversais de membrana e a curvatura anticlástica dos braços para níveis muito baixos.

Os modelos GPS foram construídos no programa ABAQUS® com 4 filas de elementos 3D do tipo C3D8R ao longo da largura e com imposição de igual deslocamento aos nós de cada lado. As linhas gerais de construção dos modelos e de tratamento dos resultados foram análogas às descritas no capítulo 2. O modelo do provete MMB foi simplificado, mas a modelação permaneceu realista. As figuras 5.2.1 a 5.2-3 mostram as

malhas EF utilizadas nos modelos GPS. Na frente da fenda, os elementos tinham 0,075 mm de comprimento.

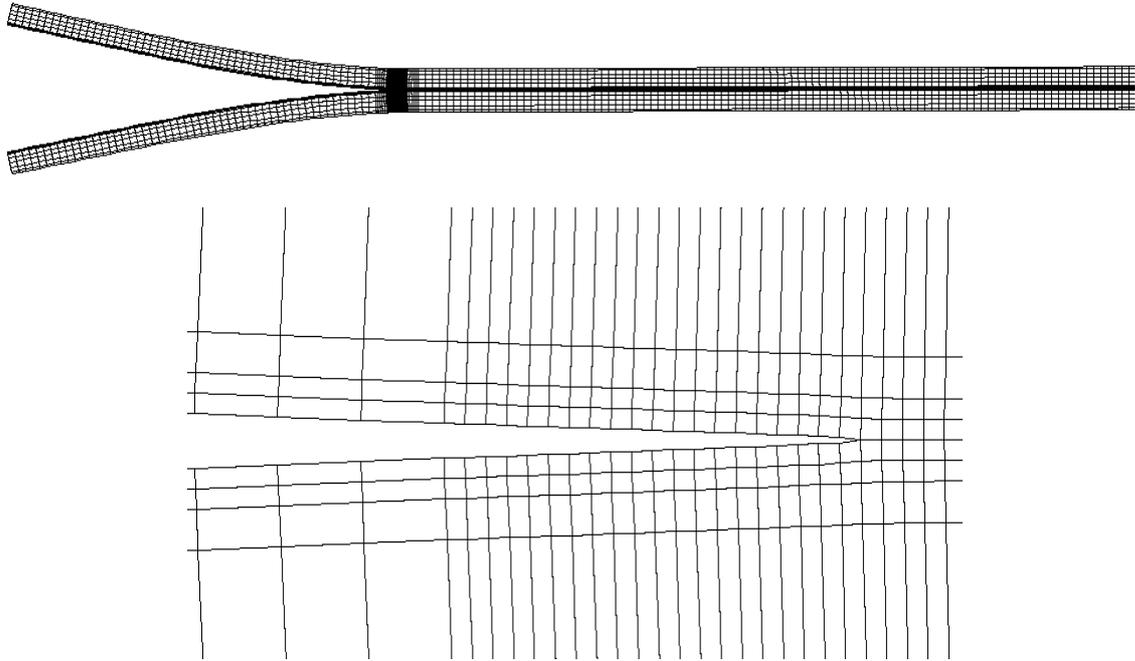


Figura 5.2-1: Vista lateral do modelo GPS do provete DCB na posição deformada, incluindo uma ampliação junto à frente da fenda. Para maior clareza, foi aplicado um factor de multiplicação aos deslocamentos.

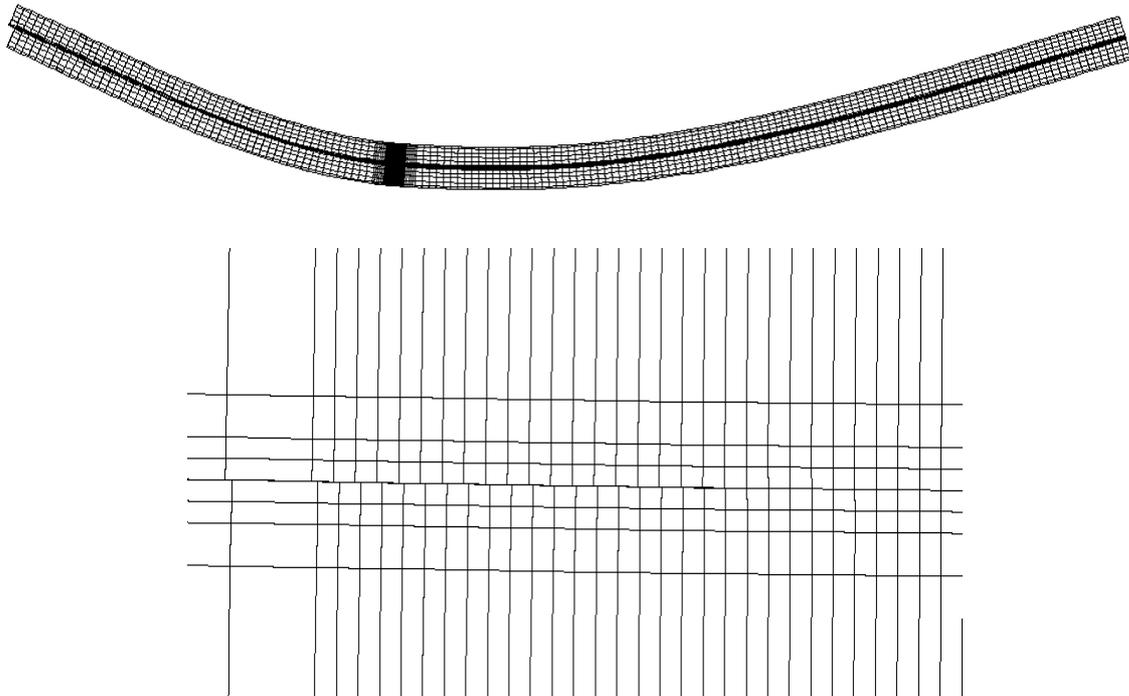


Figura 5.2-2: Vista lateral do modelo GPS do provete ENF na posição deformada, incluindo uma ampliação junto à frente da fenda. Para maior clareza, foi aplicado um factor de multiplicação dos deslocamentos.

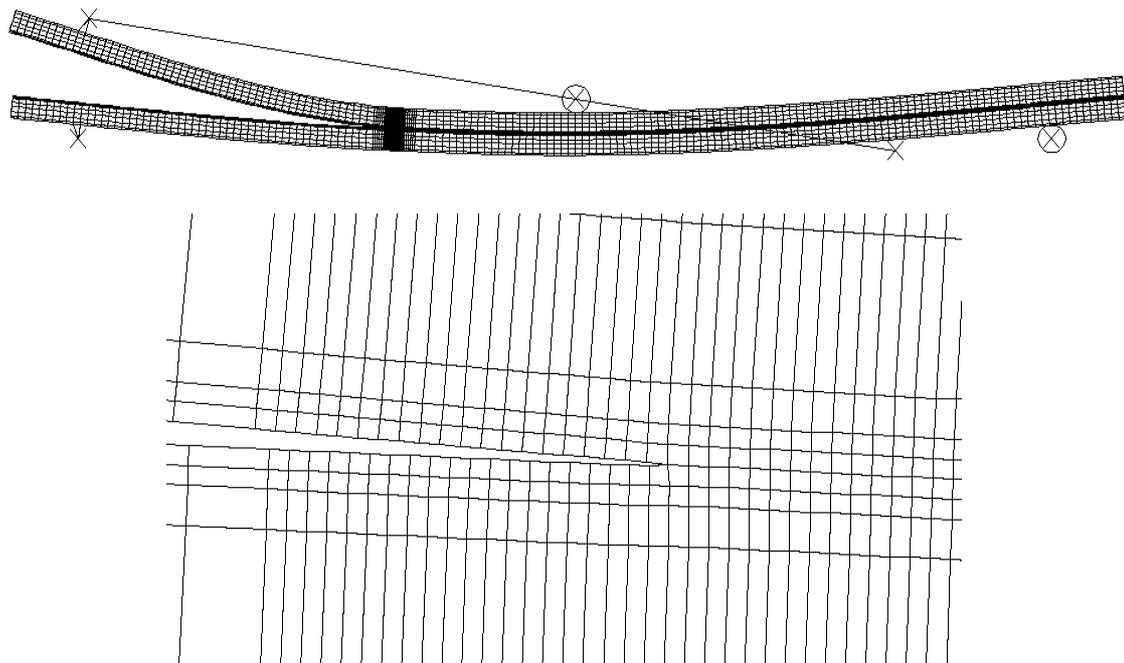


Figura 5.2-3: Vista lateral do modelo GPS do provete MMB na posição deformada, incluindo uma ampliação junto à frente da fenda. Para maior clareza, foi aplicado um factor de multiplicação dos deslocamentos que justifica a aparente penetração do braço de carga no provete.

As tabelas 5.2-1 e 5.2-2 comparam os resultados dos modelos 3D e GPS dos provetes DCB vidro/epóxico e carbono/epóxico, respectivamente. É evidente que os modelos GPS são aproximações muito boas aos modelos 3D.

Tabela 5.2-1: Comparação entre os modelos EF 3D e GPS para provetes DCB vidro/epóxico.

Provete	$a$ [mm]	$C$ [ $\mu\text{m}/\text{N}$ ]		Erro [%]	$G_I$ (normalizado)		Erro [%]
		3D	GPS		3D	GPS	
0/0	100	0,552	0,543	-1,49	0,955	0,960	0,54
	160	2,178	2,144	-1,54	0,967	0,972	0,57
0/45	100	0,529	0,519	-1,96	0,953	0,959	0,61
	160	2,089	2,045	-2,11	0,965	0,971	0,63
0/90	100	0,527	0,519	-1,46	0,954	0,959	0,55
	160	2,078	2,046	-1,55	0,966	0,972	0,60
45/-45	100	0,507	0,494	-2,59	0,952	0,958	0,61
	160	2,002	1,947	-2,74	0,964	0,970	0,65

Os valores de  $G_I$  obtidos pela VCCT foram normalizados por  $3P\delta/(2ba)$ . Os erros estão definidos relativamente aos resultados médios segundo a largura dos provetes nos modelos 3D EF e são dados por  $[C(\text{GPS}) - C(3D)]/C(3D)$  e  $[G_I(\text{GPS}) - G_I(3D)]/G_I(3D)$  para  $C$  e  $G_I$ , respectivamente.

Tabela 5.2-2: Comparação entre os modelos EF 3D e GPS para provetes DCB carbono/epóxico.

Provete	$a$ [mm]	$C$ [ $\mu\text{m}/\text{N}$ ]		Erro [%]	$G_I$ (normalizado)		Erro [%]
		3D	GPS		3D	GPS	
0/0	70	0,063	0,063	-0,10	0,913	0,922	0,98
	160	0,663	0,663	-0,11	0,951	0,961	1,03
0/45	70	0,062	0,061	-0,63	0,899	0,910	1,24
	160	0,652	0,647	-0,80	0,936	0,949	1,36
0/90	70	0,062	0,062	-0,08	0,893	0,902	1,03
	160	0,659	0,658	-0,12	0,930	0,940	1,03

Os valores de  $G_I$  obtidos pela VCCT foram normalizados por  $3P\delta/(2ba)$ . Os erros estão definidos relativamente aos resultados médios segundo a largura dos provetes nos modelos 3D EF e são dados por  $[C(\text{GPS}) - C(3D)]/C(3D)$  e  $[G_I(\text{GPS}) - G_I(3D)]/G_I(3D)$  para  $C$  e  $G_I$ , respectivamente.

Tabela 5.2-3: Comparação entre os modelos 3D e GPS dos provetes ENF vidro/epóxico.

Provete	$a$ [mm]	$C$ [ $\mu\text{m}/\text{N}$ ]		Erro [%]	$G_{II}$ (normalizado)		Erro [%]
		3D	GPS		3D	GPS	
0/0	15	2,180	2,149	-1,43	0,989	0,995	0,61
	20	2,299	2,267	-1,42	0,994	1,003	0,93
	25	2,492	2,458	-1,37	0,992	1,003	1,15
	30	2,776	2,738	-1,35	0,988	1,001	1,25
	35	3,168	3,125	-1,36	0,985	0,997	1,24
0/45	15	2,035	2,005	-1,46	0,981	0,999	1,74
	20	2,151	2,119	-1,47	0,986	1,004	1,84
	25	2,338	2,303	-1,50	0,984	1,002	1,86
	30	2,614	2,574	-1,52	0,980	0,999	1,93
	35	2,994	2,947	-1,57	0,976	0,995	1,94
0/90	15	2,035	2,005	-1,44	0,986	0,993	0,69
	20	2,150	2,119	-1,43	0,992	1,002	0,98
	25	2,336	2,304	-1,37	0,990	1,002	1,19
	30	2,610	2,574	-1,38	0,987	0,999	1,21
	35	2,988	2,947	-1,37	0,983	0,995	1,26
45/-45	15	1,903	1,875	-1,47	0,972	1,000	2,80
	20	2,016	1,985	-1,52	0,977	1,005	2,84
	25	2,198	2,163	-1,60	0,974	1,002	2,86
	30	2,465	2,424	-1,67	0,970	0,998	2,92
	35	2,835	2,784	-1,79	0,966	0,994	2,94

Os erros em  $C$  são dados por  $[C(\text{GPS})-C(3\text{D})]/C(3\text{D})$ . Os valores de  $G_{II}$  foram calculados pela VCCT e normalizados pelos obtidos com o método CC2. Os erros em  $G_{II}$  foram calculados pela expressão  $[G_{II}(\text{GPS})-G_{II}(3\text{D})]/G_{II}(3\text{D})$ .

Por seu turno, as tabelas 5.2-3 e 5.2-4 mostram que as diferenças entre os modelos 3D e GPS para os provetes ENF são também mínimas, legitimando o uso dos últimos.

Tabela 5.2-4: Comparação entre os modelos 3D e GPS dos provetes ENF carbono/epóxico.

Provete	$a$ [mm]	$C$ [ $\mu\text{m}/\text{N}$ ]		Erro [%]	$G_{II}$ (normalizado)		Erro [%]
		3D	GPS		3D	GPS	
0/0	15	0,714	0,713	-0,08	1,003	1,001	-0,18
	20	0,750	0,750	-0,07	1,007	1,007	-0,01
	25	0,809	0,808	-0,04	1,003	1,004	0,10
	30	0,894	0,894	-0,01	0,996	0,998	0,16
	35	1,013	1,012	-0,02	0,991	0,992	0,14
0/45	15	0,672	0,671	-0,13	1,016	1,009	-0,66
	20	0,710	0,709	-0,17	1,025	1,019	-0,53
	25	0,770	0,769	-0,22	1,022	1,017	-0,47
	30	0,858	0,856	-0,27	1,015	1,011	-0,41
	35	0,978	0,975	-0,36	1,008	1,004	-0,41
0/90	15	0,674	0,673	-0,09	0,966	0,974	0,81
	20	0,713	0,712	-0,08	0,979	0,985	0,61
	25	0,775	0,775	-0,06	0,978	0,983	0,51
	30	0,865	0,865	-0,07	0,973	0,977	0,41
	35	0,989	0,988	-0,03	0,966	0,970	0,43
45/-45	15	0,634	0,633	-0,14	0,979	0,992	1,30
	20	0,672	0,671	-0,19	0,992	1,006	1,41
	25	0,734	0,732	-0,28	0,990	1,004	1,43
	30	0,823	0,820	-0,37	0,983	0,998	1,49
	35	0,944	0,940	-0,50	0,976	0,991	1,48

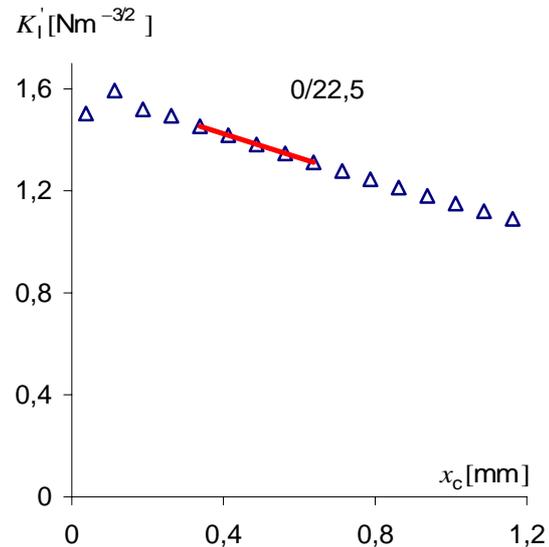
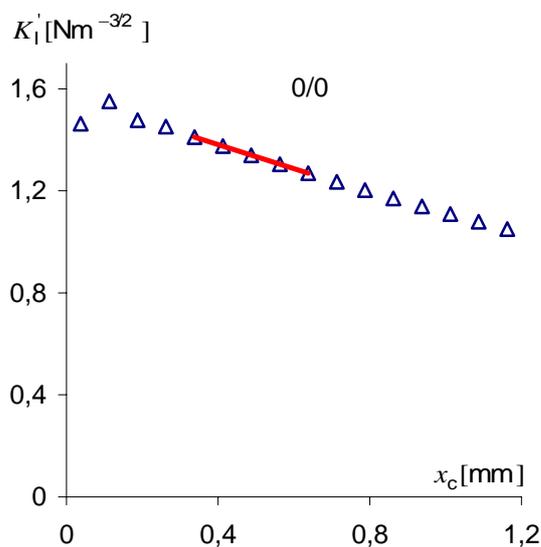
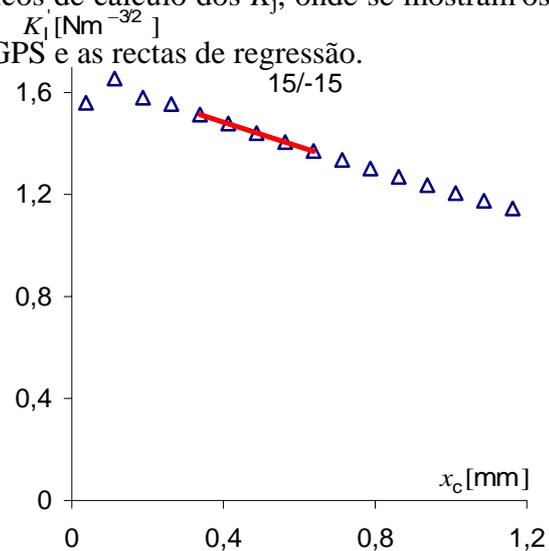
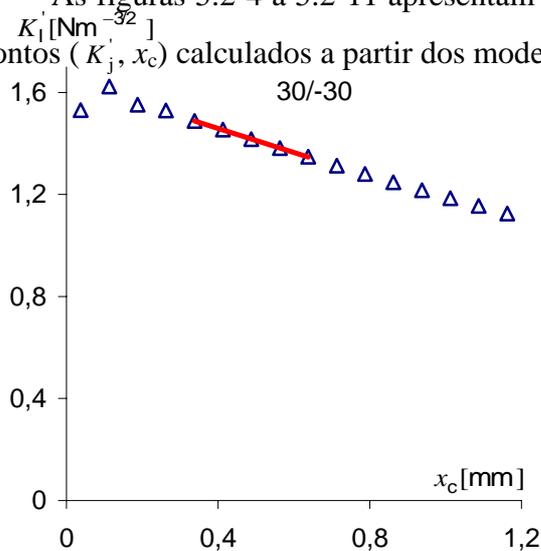
Os erros em  $C$  são dados por  $[C(\text{GPS})-C(3\text{D})]/C(3\text{D})$ . Os valores de  $G_{II}$  foram calculados pela VCCT e normalizados pelos obtidos com o método CC2. Os erros em  $G_{II}$  foram calculados pela expressão  $[G_{II}(\text{GPS})-G_{II}(3\text{D})]/G_{II}(3\text{D})$ .

Uma vez que o ensaio MMB pode ser visto como a sobreposição dos ensaios DCB e ENF, não são aqui apresentadas análises similares.

Quanto ao cálculo dos  $K_j$ , é de salientar o facto de as relações (5.1-1) e (5.1-2) não serem exactas para descrever o campo de tensões interlaminares junto à delaminação entre camadas de diferentes orientações. Não obstante, Chow e Atluri (1997) demonstraram que

as referidas relações são boas aproximações. Antes de apresentar os resultados, é também importante mencionar que estes são obviamente um pouco dependentes dos pontos seleccionados para as regressões lineares. O critério de selecção baseou-se na proximidade da frente da fenda, no coeficiente de correlação e no número de pontos considerados. Na maior parte dos casos, o número mínimo de pontos foi 5. Os coeficientes de correlação foram geralmente superiores a 0,9999. Nestas circunstâncias, verificou-se que a inclusão ou rejeição de um ponto não alterava os resultados em mais de 0,2%.

As figuras 5.2-4 a 5.2-11 apresentam gráficos de cálculo dos  $K_j$ , onde se mostram os pontos ( $K_j$ ,  $x_c$ ) calculados a partir dos modelos GPS e as rectas de regressão.



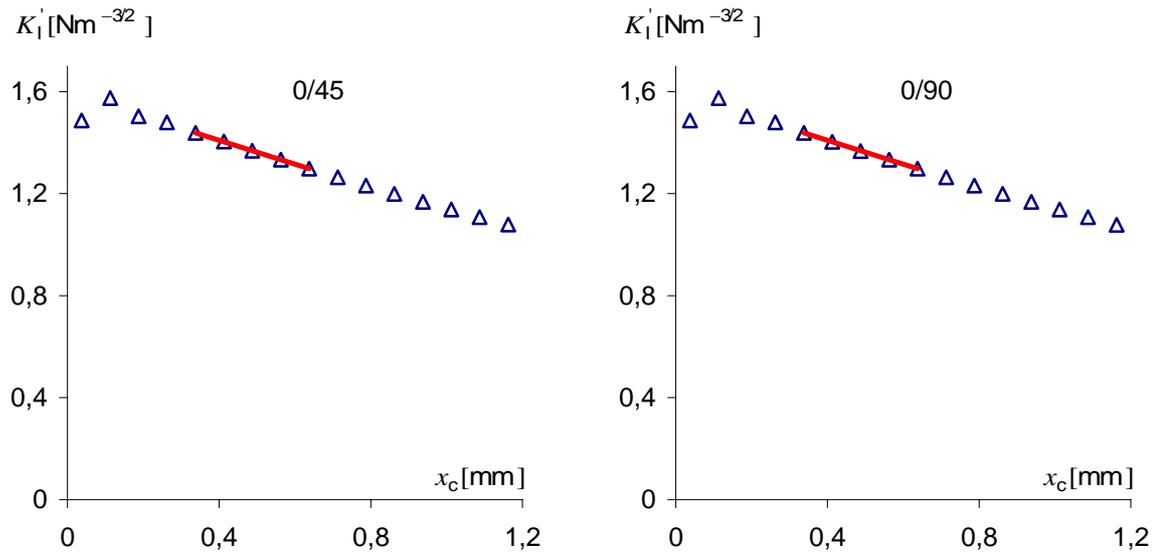
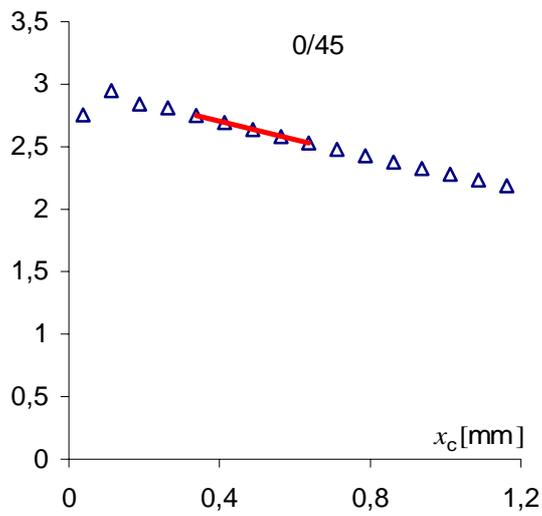


Figura 5.2-4: Gráficos das estimativas de  $K_I$  dos provetes DCB vidro/epóxico.

Figura 5.2-4: (Continuação).



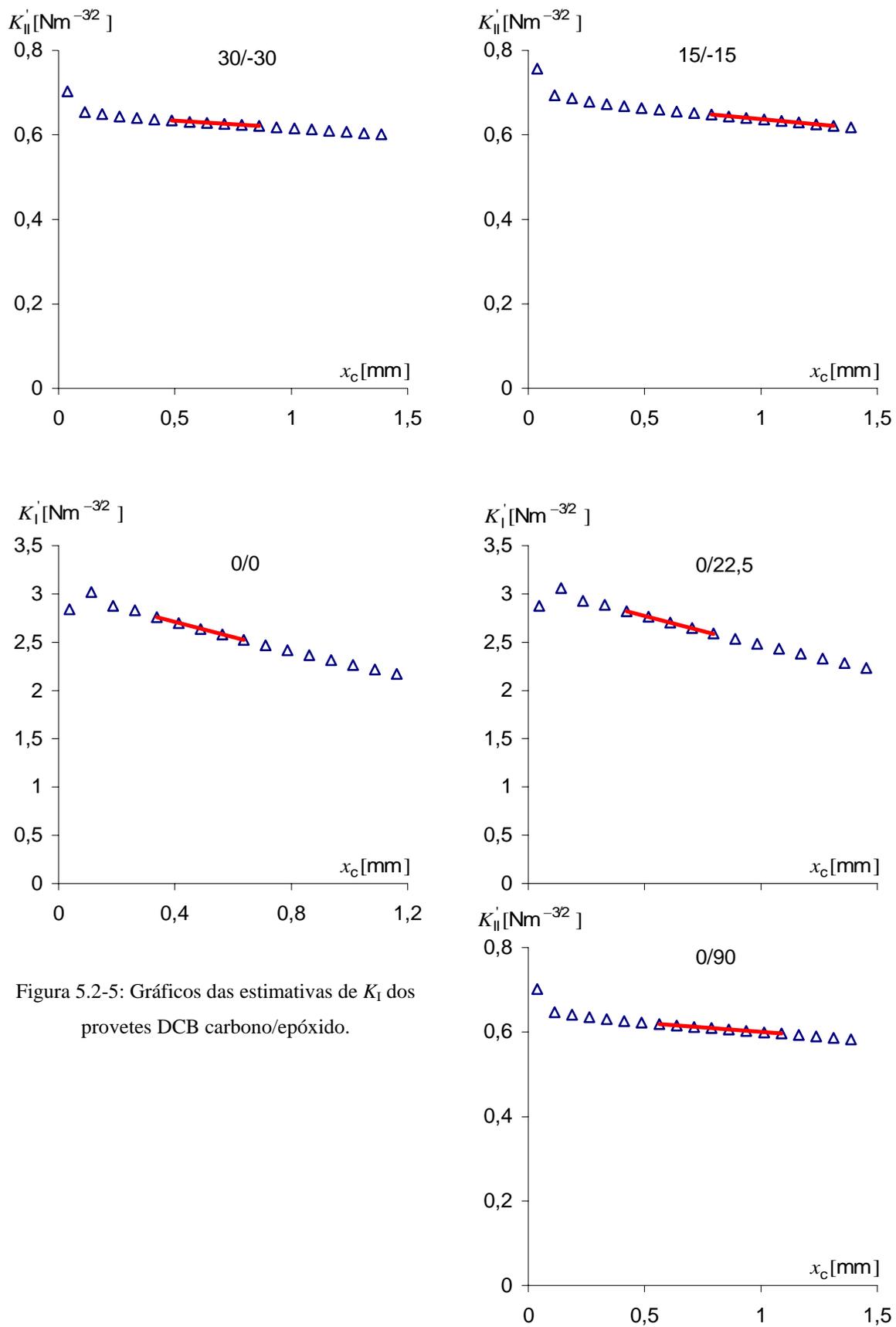


Figura 5.2-5: Gráficos das estimativas de  $K_I$  dos provetes DCB carbono/epóxico.

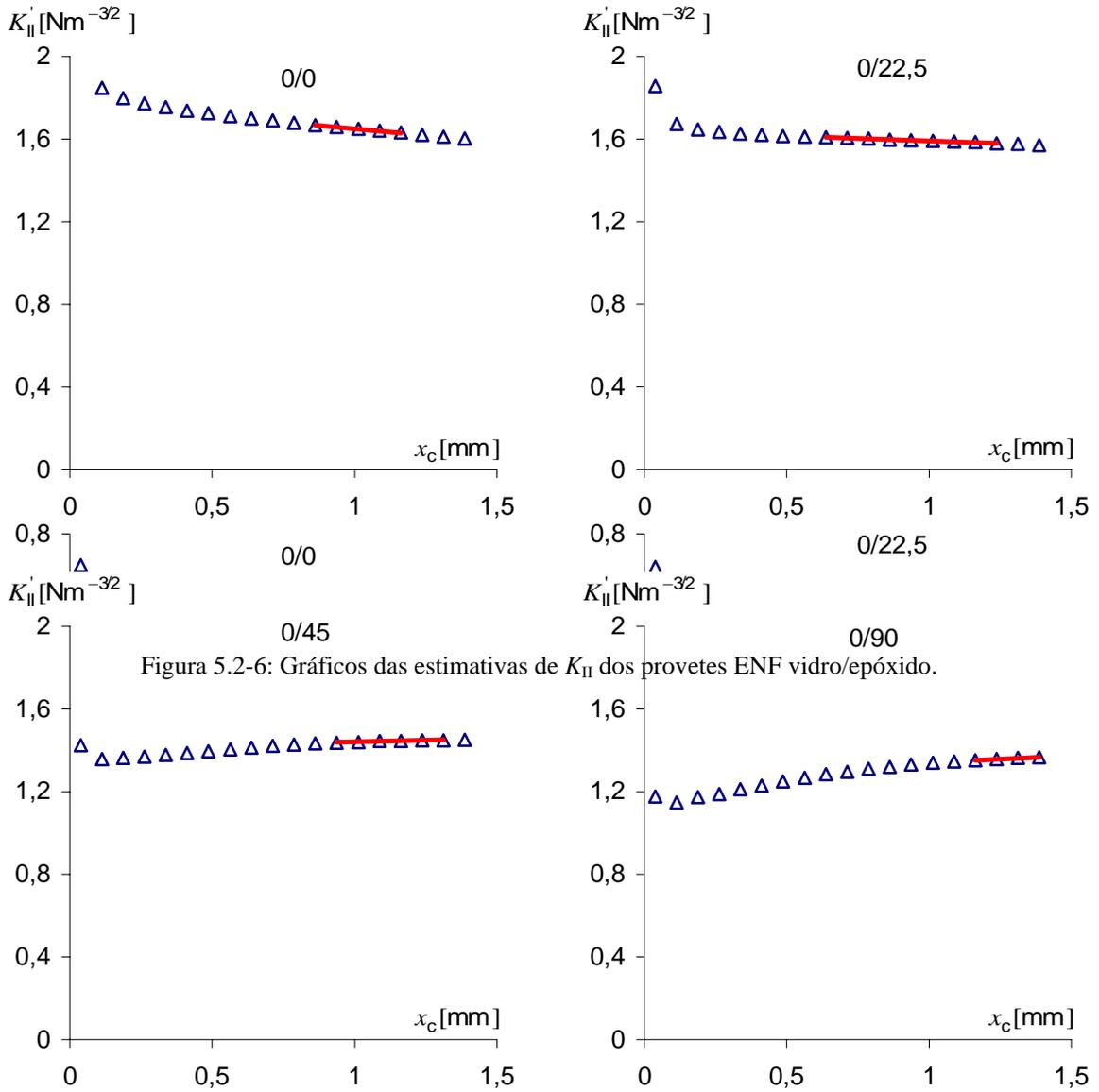


Figura 5.2-6: Gráficos das estimativas de  $K_{II}$  dos provetes ENF vidro/epóxico.

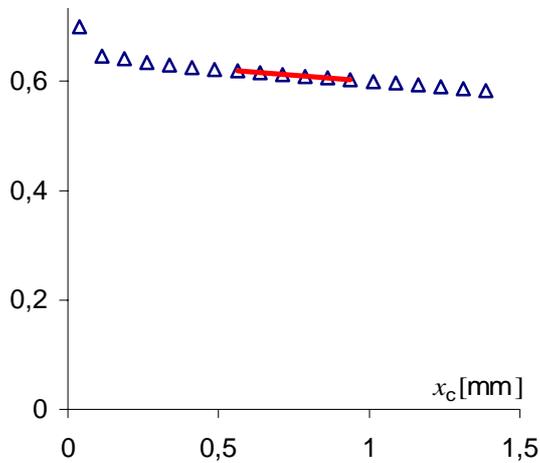
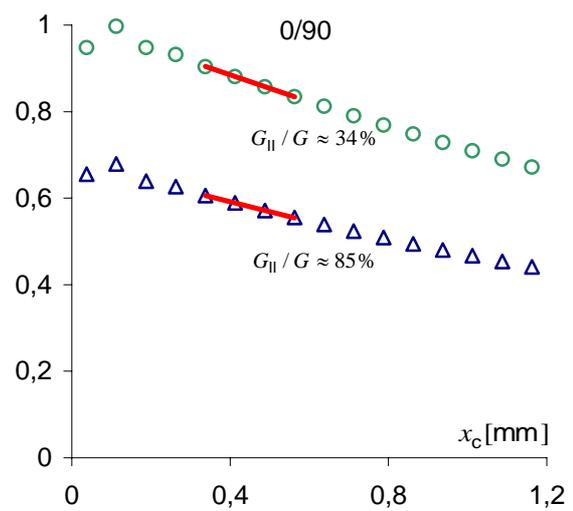
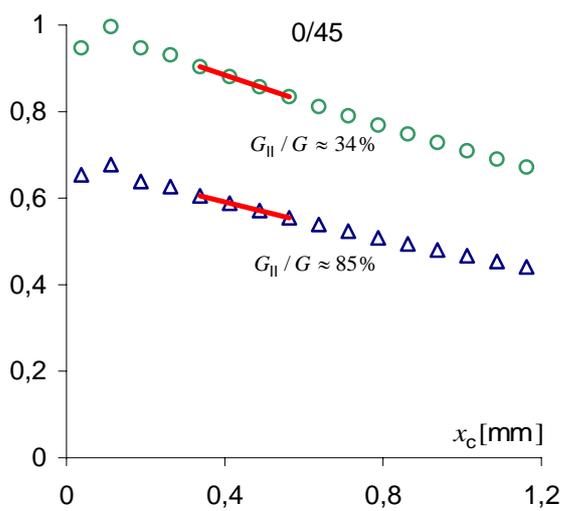
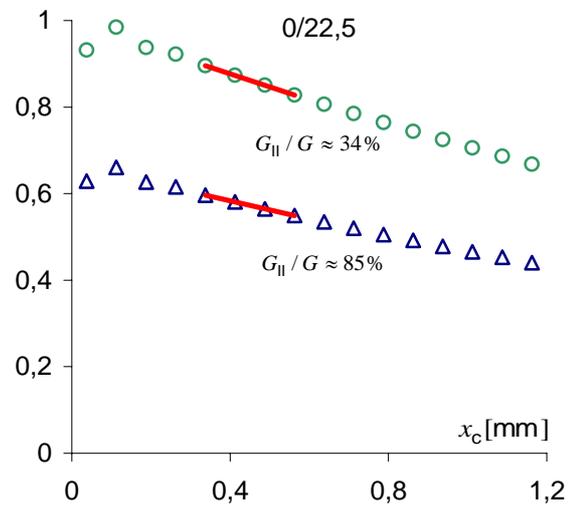
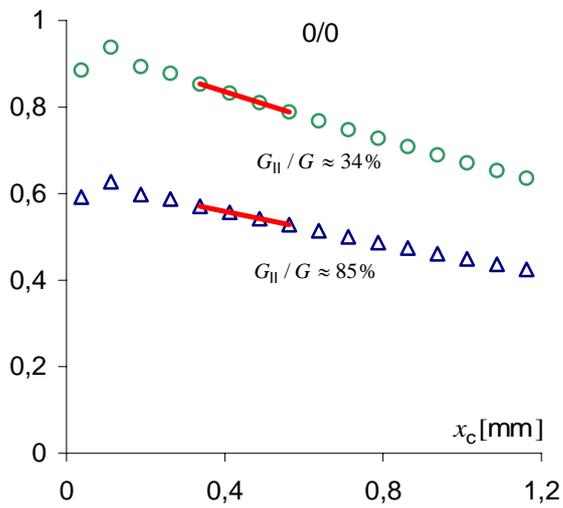
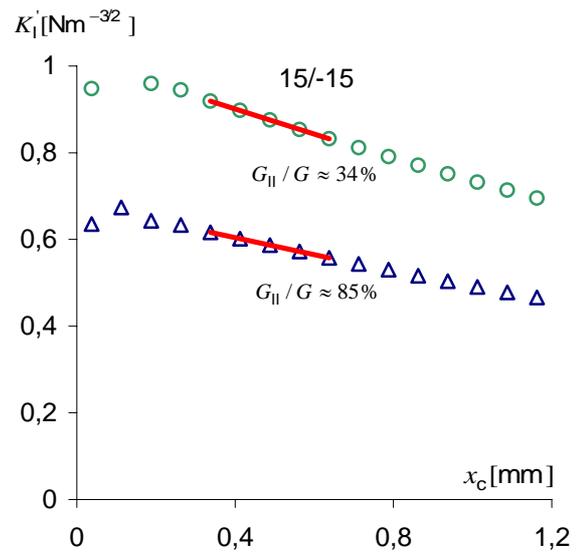
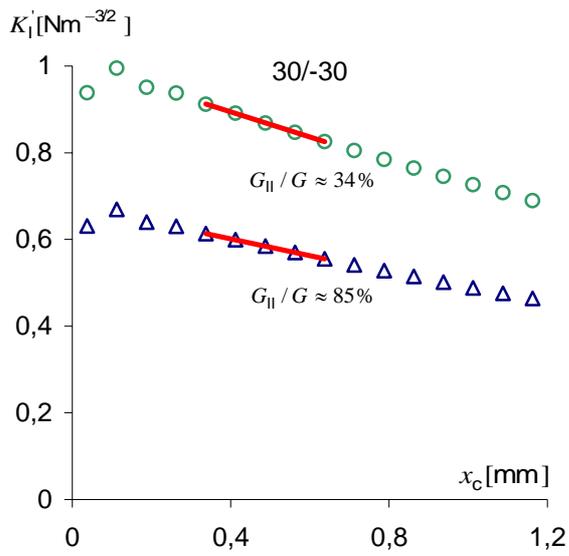


Figura 5.2-7: Gráficos das estimativas de  $K_{II}$  dos provetes ENF carbono/epóxico.



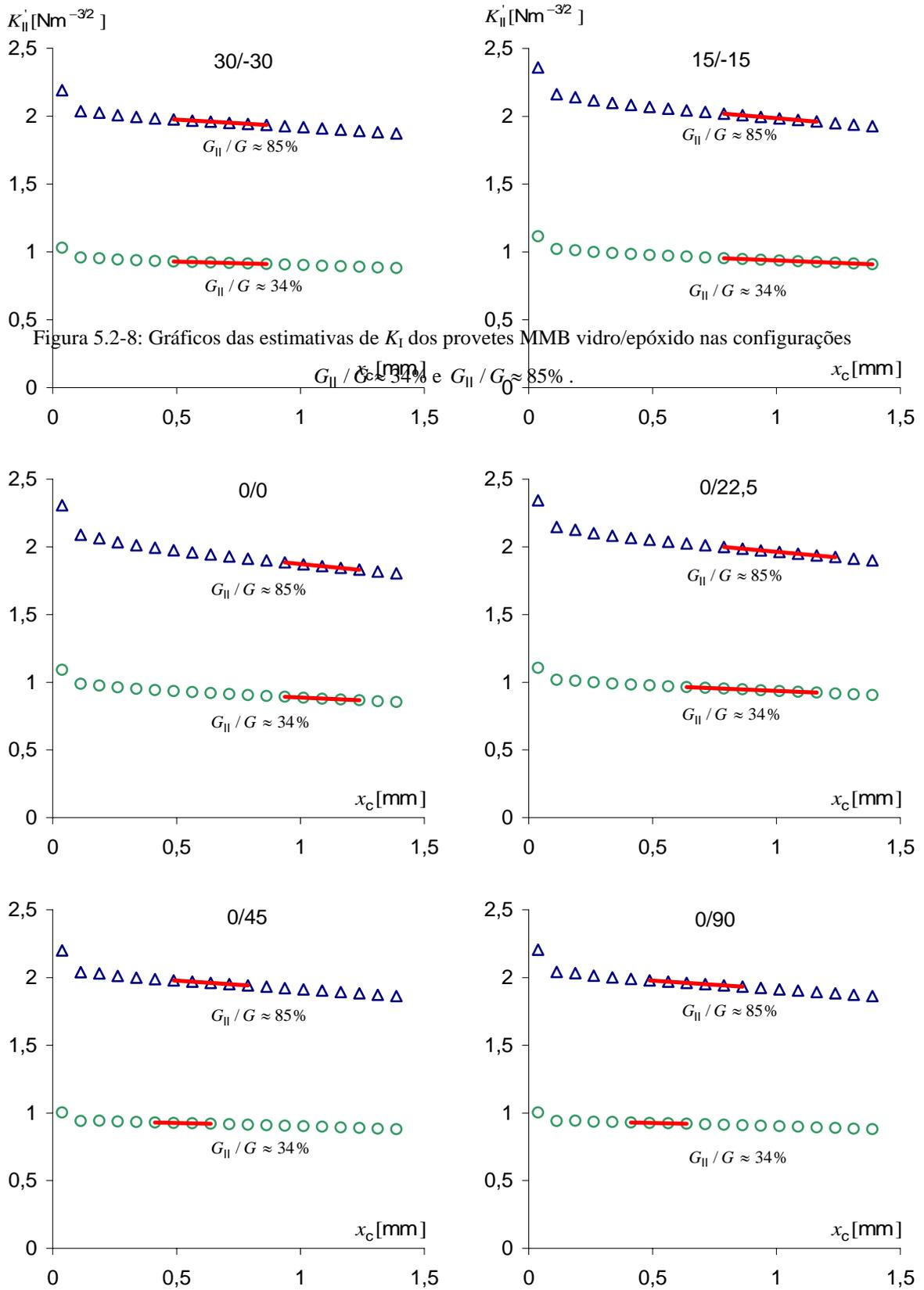


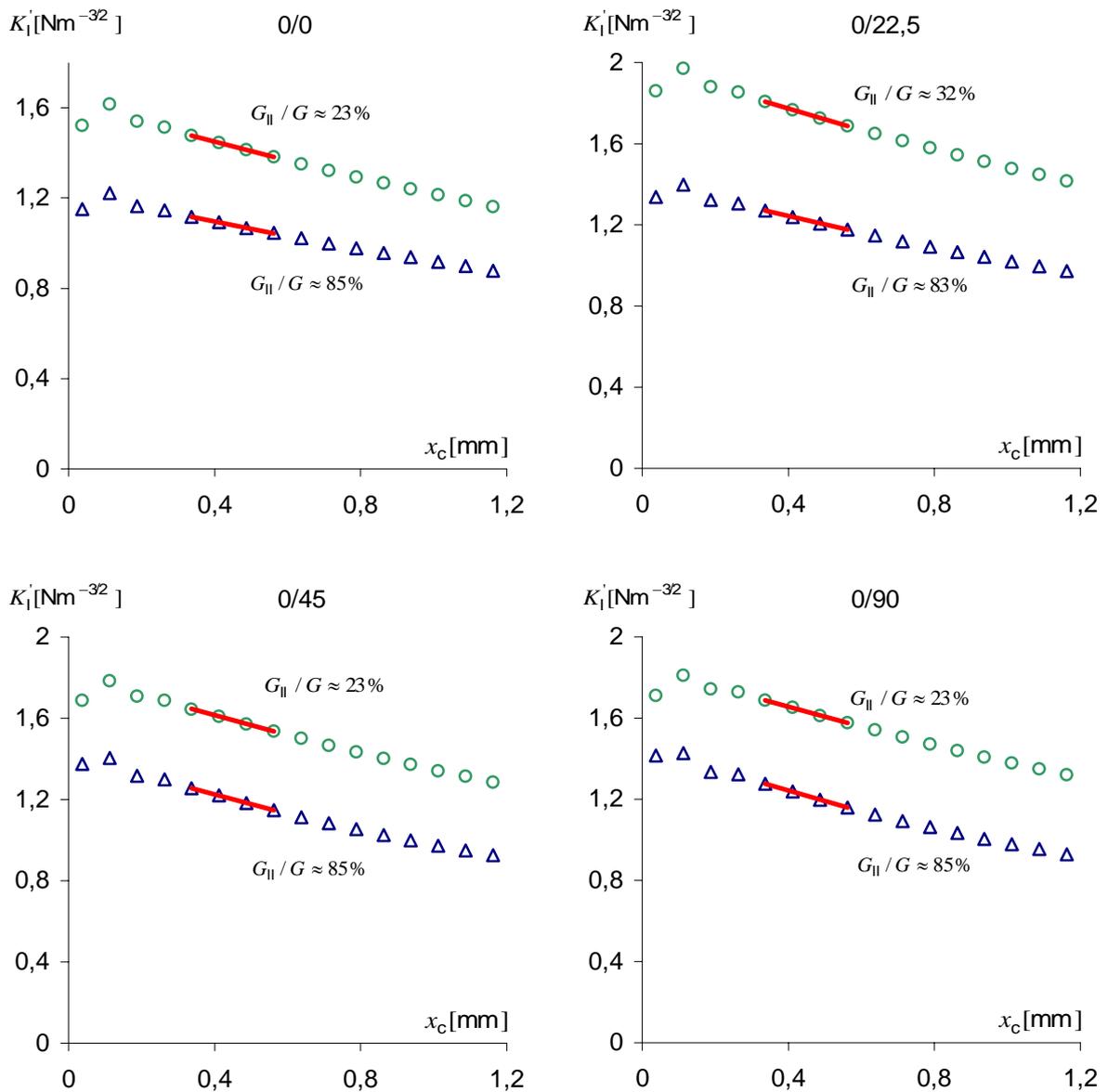
Figura 5.2-9: Gráficos das estimativas de  $K_{II}$  dos provetes MMB vidro/epóxico nas configurações $G_{II} / G \approx 34\%$  e  $G_{II} / G \approx 85\%$ .

Figura 5.2-10: Gráficos das estimativas de  $K_I$  dos provetes MMB carbono/epóxico nas configurações  $G_{II} / G \approx 23\%$  e  $G_{II} / G \approx 85\%$ . Para os provetes 0/22,5 foi  $G_{II} / G \approx 32\%$  e  $G_{II} / G \approx 83\%$ .

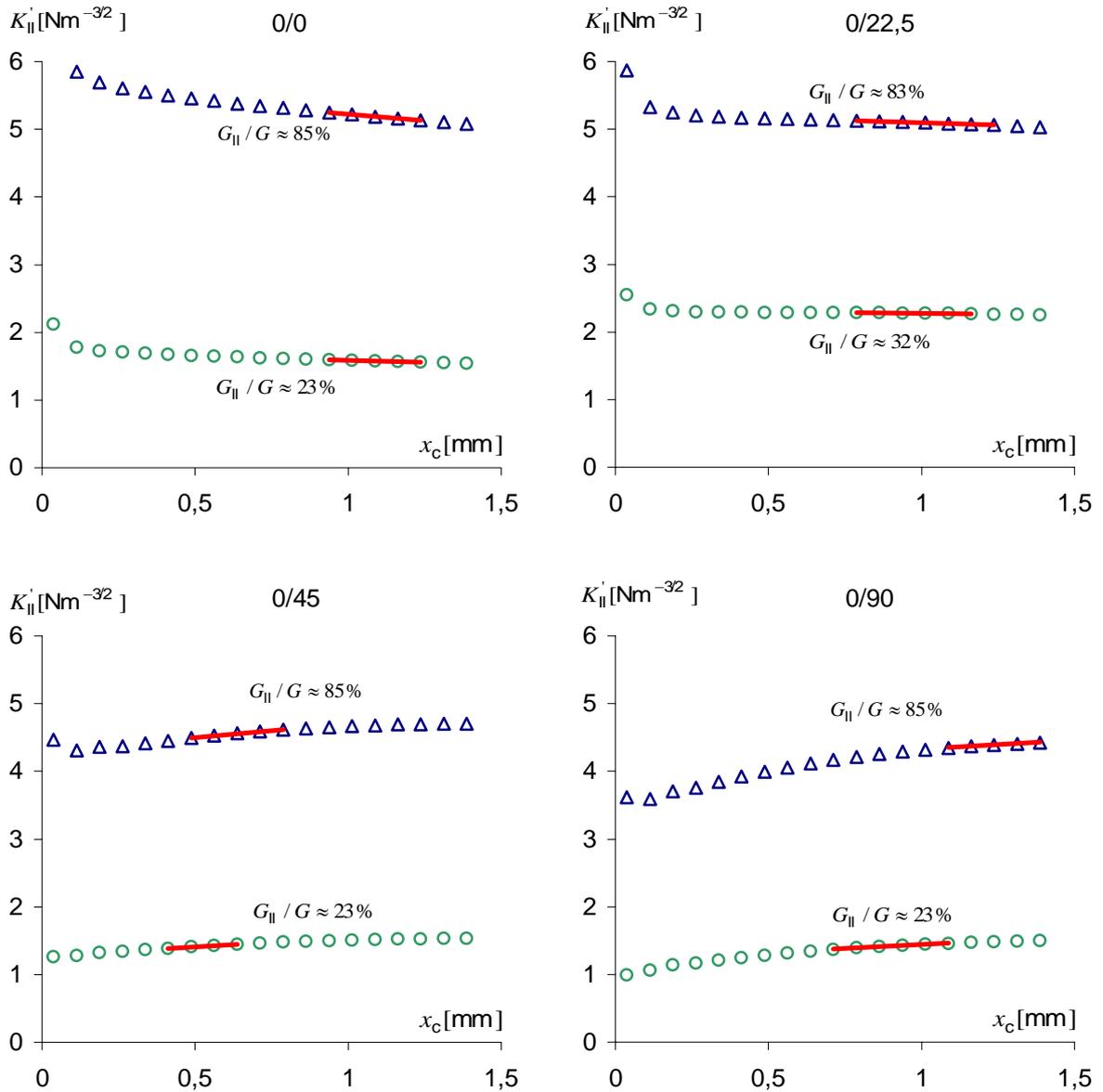


Figura 5.2-11: Gráficos das estimativas de  $K_{II}$  dos provetes MMB carbono/epóxico nas configurações  $G_{II} / G \approx 23\%$  e  $G_{II} / G \approx 85\%$ . Para os provetes 0/22,5 usou-se  $G_{II} / G \approx 32\%$  e  $G_{II} / G \approx 83\%$ .

### 5.3. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Tendo obtido  $K$  e  $G$  dos modelos e  $G_c$  dos vários ensaios experimentais, os factores de intensidade de tensão de fractura obtêm-se facilmente de

$$K_{jf} = \sqrt{\frac{G_c}{G}} K_j \quad (5.3-1)$$

Obviamente, sob sollicitações de modo I ou modo II puro,  $K_{jf}$  será  $K_{jc}$ .

A figura 5.3-1 representa graficamente os  $K_{jf}$  obtidos para os provetes vidro/epóxico através dos valores de  $G_c$  medidos a partir do filme com o critério 5/M. Os resultados foram aproximados por um critério de fractura elíptico

$$\left(\frac{K_I}{K_{Ic}}\right)^2 + \left(\frac{K_{II}}{K_{IIc}}\right)^2 = 1 \quad (5.3-2)$$

estando as curvas de aproximação incluídas nos gráficos. Refira-se que o coeficiente de correlação das aproximações variou entre 0,986 e 0,996. Na realidade, face ao bom ajuste do critério linear para descrever a fractura em termos dos  $G_j$  e às relações quadráticas  $G_j$ - $K_j$ , seria de esperar que o critério de fractura expresso em termos dos  $K_j$  fosse aproximadamente quadrático.

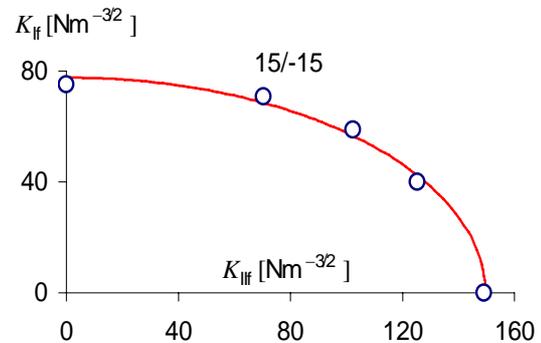
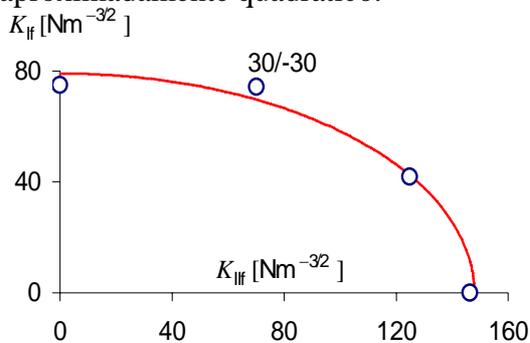


Figura 5.3-1: Resultados experimentais médios e curvas de aproximação aos  $K_{Ic}$  e  $K_{IIc}$  dos provetes vidro/epóxico.

O efeito da interface de delaminação pode ser agora analisado em termos dos  $K_{jc}$  obtidos por intersecção da elipse com os eixos  $K_{jf}$  (figuras 5.3-2 e 5.3-3). Note-se que estes estão em boa concordância com os valores calculados directamente dos resultados dos ensaios DCB e ENF, confirmando o bom ajuste do critério (5.3-2). Por comparação com os gráficos de  $G_{Ic}$  (figura 4.1-20) e  $G_{IIc}$  (figura 4.2-9), vê-se que o efeito da interface é bastante inferior, pois as diferenças máximas relativamente à interface 0/0 são inferiores a 9%. Portanto, as maiores variações de  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  resultaram parcialmente de alterações das propriedades elásticas dos provetes, que se reflectem nas relações  $G_{jc}$ - $K_{jc}$ . Isto sugere que a análise da fractura poderia ser feita de forma mais conveniente usando  $K_{Ic}$  e  $K_{IIc}$  independentes da interface, dado que tal exigiria menor esforço na caracterização da fractura.

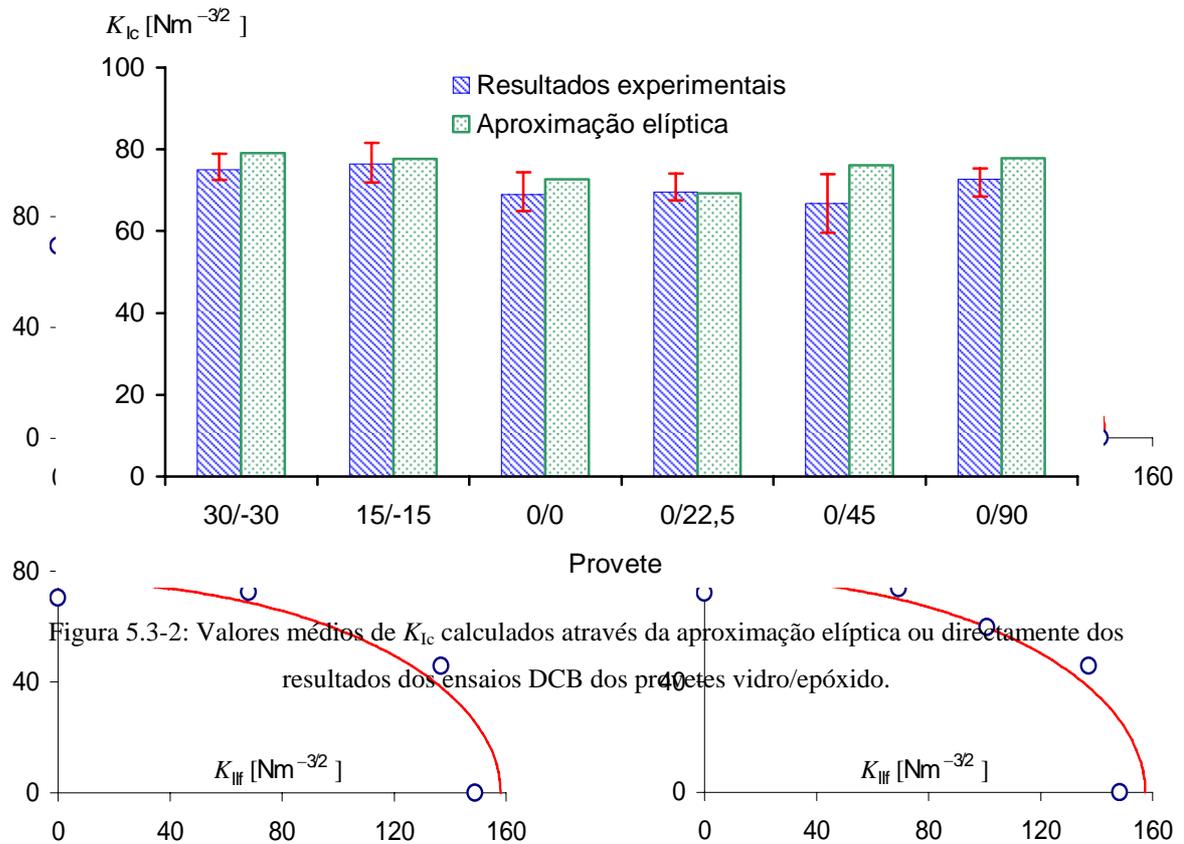


Figura 5.3-2: Valores médios de  $K_{Ic}$  calculados através da aproximação elíptica ou directamente dos resultados dos ensaios DCB dos provetes vidro/epóxico.

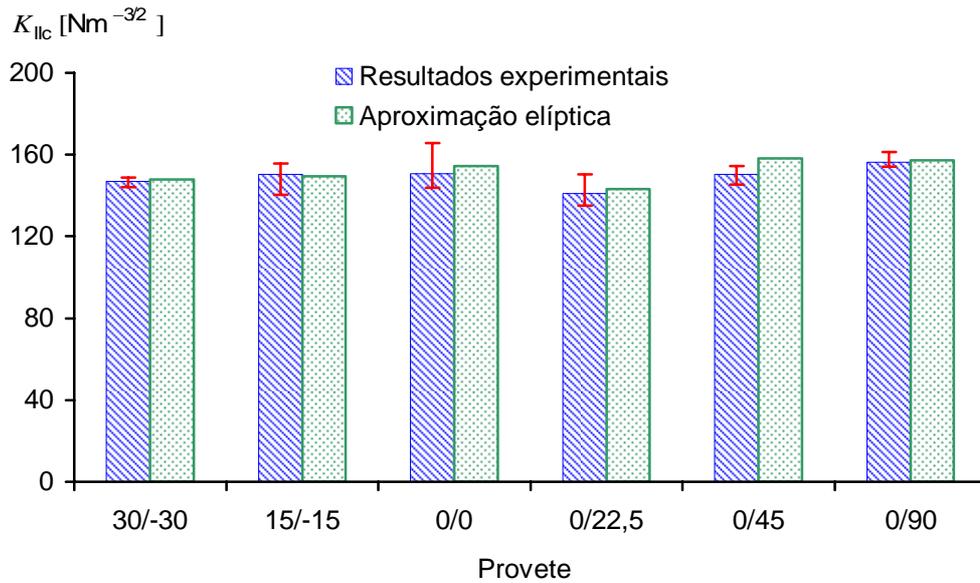


Figura 5.3-3: Valores médios de  $K_{IIC}$  calculados através da aproximação elíptica ou directamente dos resultados dos ensaios ENF dos provetes vidro/epóxico.

Repetiu-se exactamente o mesmo tipo de análise para os provetes carbono/epóxico, mas foi desde logo evidente que o critério quadrático (5.3-2) não proporcionava boas aproximações, sobretudo no caso dos provetes  $0/\theta$  (figura 5.3-4).

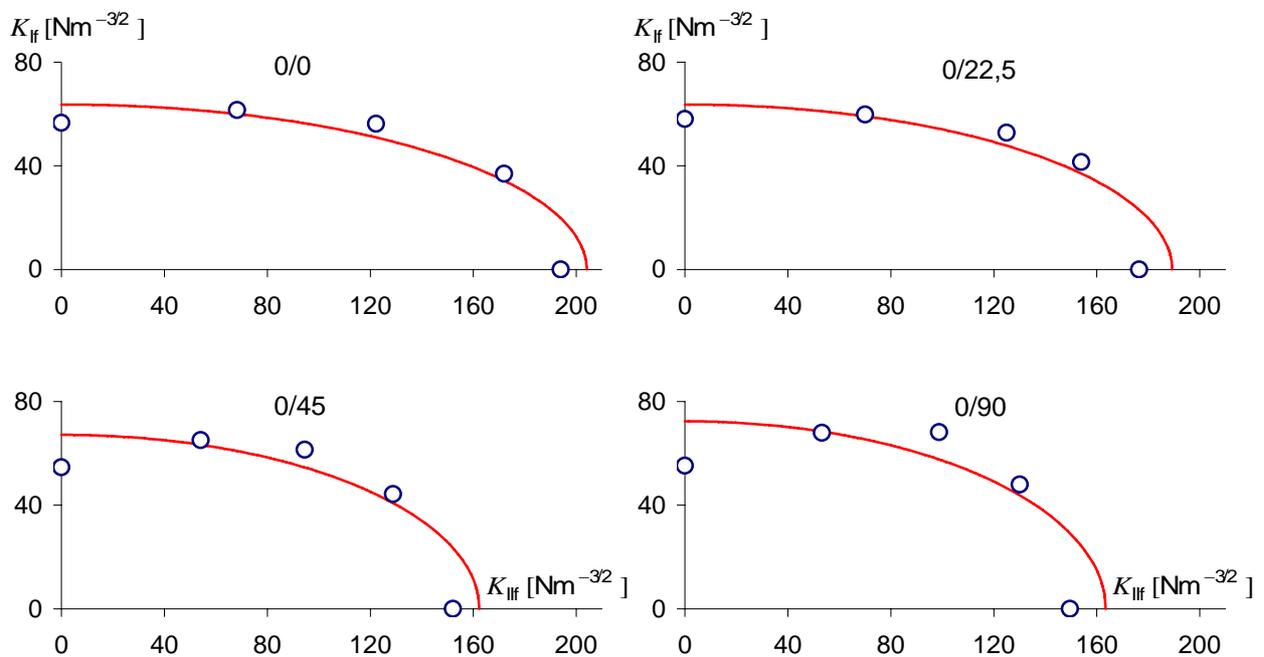


Figura 5.3-4: Resultados experimentais médios e curvas de aproximação aos  $K_{IIF}$  e  $K_{III}$  dos provetes carbono/epóxico.

Naturalmente, poder-se-ia tentar ajustar critérios alternativos ao elíptico (5.3-2). Todavia, nesta fase, considera-se mais importante interpretar convenientemente os resultados da figura 5.3-4, que revelam três pontos particularmente interessantes. Em primeiro lugar, tal como  $G_{Ic}$ ,  $K_{Ic}$  é praticamente independente da interface de delaminação (figura 5.3-5), o que resulta também das relações  $G_{jc}$ - $K_{jc}$  serem muito semelhantes para todos os laminados. Em segundo lugar, verifica-se que  $K_{Ic}$  pode ser superior a  $K_{IIc}$  antes de haver um aumento significativo da componente de modo II. Isto pode dever-se ao facto do carregamento de modo II implicar a formação de uma zona de processo muito mais extensa do que o modo I, acabando também por diminuir os níveis locais de tensões normais. Em terceiro lugar, constata-se que os valores de  $K_{IIc}$  dos provetes  $0/\theta$  são inferiores aos dos  $0/0$  (figura 5.3-5). Trata-se de um resultado que pode contribuir para explicar porque é que as delaminações tendem a surgir entre camadas de diferentes orientações.

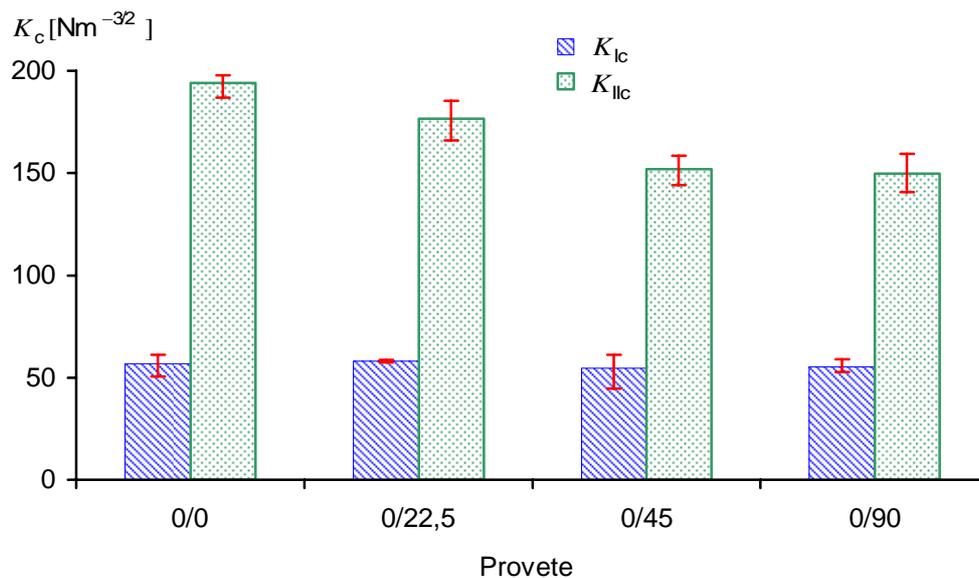


Figura 5.3-5: Valores de  $K_{Ic}$  e de  $K_{IIc}$  calculados a partir dos resultados dos ensaios DCB e ENF dos provetes carbono/epóxico. Usou-se o critério 5/M.

Em resumo, apesar de não ser completamente esclarecedora, esta análise permitiu interpretar alguns aspectos fundamentais da fractura dos provetes. Além disso, desperta o interesse numa nova abordagem à caracterização e previsão da fractura interlaminar, baseada nos  $K_j$  e não nos  $G_j$ .

# CAPÍTULO 6

## CONCLUSÕES

O objectivo principal deste trabalho foi avaliar a influência da interface de delaminação na tenacidade de laminados multidireccionais sob solicitações de modo I, modo II e de modo misto I + II. Para tal, realizaram-se ensaios em provetes carbono/epóxico e vidro/epóxico com delaminações em interfaces dos tipos  $0/\theta$  e  $\theta/-\theta$ , sendo  $\theta$  um ângulo variável entre 0 e 90°. Após estudos com modelos de elementos finitos tridimensionais, escolheram-se as sequências de empilhamento de modo a minimizar efeitos indesejáveis associados aos acoplamentos elásticos dos laminados multidireccionais.

Nos ensaios de fractura de modo I “*double cantilever beam*” (DCB), foi geralmente possível medir apenas as taxas críticas de libertação de energia  $G_{Ic}$  de iniciação a partir do filme e da pré-fenda. De facto, após comprimentos de propagação variáveis, foi observado dano intralaminar na maioria dos provetes com camadas interfaciais oblíquas  $\theta$ . A iniciação a partir do filme ocorreu geralmente sob cargas crescentes, demonstrando a existência de curvas  $R$  bastante pronunciadas. Na realidade, houve por vezes diferenças significativas entre os  $G_{Ic}$  obtidos a partir do filme e da pré-fenda, sobretudo nos provetes vidro/epóxico. O efeito de curva  $R$  deveu-se seguramente à formação de uma extensa zona de processo e ao *fibre bridging* nos provetes vidro/epóxico e carbono/epóxico, respectivamente. Quanto ao efeito da interface de delaminação,  $G_{Ic}$  foi praticamente independente de  $\theta$  para os provetes  $0/\theta$ . O mesmo já não sucedeu com os provetes vidro/epóxico  $\theta/-\theta$ , que apresentaram valores de  $G_{Ic}$  algo superiores.

Relativamente aos ensaios de modo II “*end-notched flexure*” (ENF), foi sempre possível evitar dano intralaminar nos provetes do tipo  $0/\theta$ , enquanto que nos provetes  $\theta-\theta$  tal só se verificou para  $\theta \leq 30$  graus. Mais uma vez, os provetes vidro/epóxico apresentaram efeitos de curva  $R$  significativos, que se manifestaram no facto da iniciação ocorrer sob cargas crescentes e em taxas críticas de libertação de energia de modo II ( $G_{IIc}$ ) de iniciação maiores a partir da pré-fenda do que do filme. Por outro lado, nos provetes carbono/epóxico, os valores de  $G_{IIc}$  de iniciação a partir do filme foram geralmente muito próximos dos obtidos a partir da pré-fenda, excepto para um lote de provetes  $0/0$ , que apresentou  $G_{IIc}$  bastante menores a partir da pré-fenda. O efeito da interface de delaminação foi geralmente superior ao que se verificou em modo I, com os provetes  $0/0$  a apresentarem os valores de  $G_{IIc}$  mais baixos. Todavia, não se observou um aumento continuado de  $G_{IIc}$  com  $\theta$  nas interfaces  $\theta-\theta$  e  $0/\theta$ .

Os ensaios de modo misto I + II “*mixed-mode bending*” (MMB) foram conduzidos unicamente a partir do filme. Nos provetes vidro/epóxico, a iniciação foi geralmente interlaminar pura, o que aliás era de esperar face ao que se verificou nos ensaios DCB e ENF. A iniciação deu-se sob carga crescente, confirmando os efeitos de curva  $R$  observados nos ensaios de modo I e modo II. Relativamente aos provetes carbono/epóxico, a iniciação ocorreu sob cargas crescentes nas situações de alto modo I. Por outro lado, na configuração dominada pelo modo II, o efeito de curva  $R$  foi ténue e a iniciação por vezes instável. O efeito da interface nos provetes vidro/epóxico fez-se sobretudo sentir nas configurações dominadas pelo modo II e para  $\theta \geq 30$  graus. O mesmo se verificou para  $\theta \geq 22,5$  graus nos provetes carbono/epóxico. Por outro lado, os valores experimentais de  $G_c$  variaram de forma aproximadamente linear com a proporção de modo II,  $G_{II}/G$ , ou seja, o critério de fractura  $G_c = G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic})G_{II}/G$  ajustou-se bem aos resultados.

Posteriormente, procedeu-se ao cálculo das tenacidades com o objectivo de compreender melhor o efeito da interface de delaminação. Refira-se, contudo, que as relações clássicas entre as tensões junto à extremidade da delaminação e os factores de intensidade de tensão,  $K_j$  ( $j = I, II$  ou  $III$ ) devem ser encaradas como aproximações quando se trata da delaminação entre camadas de diferentes orientações. Neste trabalho recorreu-se ao método das forças nodais para obter os  $K_j$  a partir de modelos de elementos finitos dos provetes DCB, ENF e MMB. Os resultados mostraram que o critério de fractura elíptico  $(K_I/K_{Ic})^2 + (K_{II}/K_{IIc})^2 = 1$  se ajustou muito bem aos provetes vidro/epóxico. Além

disso, as tenacidades  $K_{Ic}$  e  $K_{IIc}$  foram praticamente independentes da interface de delaminação, facto que indica que a maior sensibilidade de  $G_{Ic}$  e de  $G_{IIc}$  à interface se deveu às variações de propriedades elásticas com o tipo de provete. Deste modo, seria eventualmente mais vantajoso basear a análise da fractura nos  $K_j$  e  $K_{jc}$ . Relativamente aos provetes carbono/epóxico, o critério elíptico acima referido não se revelou rigoroso, sobretudo porque, até certos níveis de modo II, a fractura ocorreu frequentemente para valores de  $K_I$  superiores a  $K_{Ic}$ . Tal pode dever-se à grande diferença entre as tenacidades de modo I e de modo II dos provetes carbono/epóxico, sendo que, em modo misto, a componente de modo I pode beneficiar da extensa zona de processo associada à componente de modo II. Por outro lado, os valores de  $K_{Ic}$  foram independentes da interface de delaminação, enquanto que  $K_{IIc}$  diminuiu significativamente dos provetes 0/0 para os 0/45 e 0/90. Trata-se de um resultado interessante, pois contribui para explicar a tendência para as delaminações se propagarem entre camadas de diferentes orientações.

Finalmente, este trabalho apontou questões importantes a estudar de forma aprofundada num futuro próximo, entre as quais salientamos:

- a obtenção da curva  $R$  em modo I livre de dano intralaminar; trata-se de um objectivo extremamente difícil de alcançar em modo I puro, pelo que será de estudar situações de modo misto com elevada proporção de modo I;
- a partição de modos, em que a resolução da ambiguidade passará provavelmente pelo recurso a modelos à escala micromecânica, embora não seja de excluir o contributo dos modelos de zona coesiva;
- o tratamento da fractura em modo III e, posteriormente, o desenvolvimento de métodos de ensaio e de critérios de fractura gerais de modo misto I + II + III;
- a comparação de critérios de fractura baseados nos  $G_j$  com os expressos em função dos  $K_j$ .

## APÊNDICE A

# FLEXIBILIDADE DOS DISPOSITIVOS DE ENSAIO

Devido aos acessórios intermédios e às diferentes células de carga, a flexibilidade do dispositivo deve ser descontada à efectivamente medida durante o ensaio. Para isso, foi necessário medir previamente a flexibilidade dos vários dispositivos. A figura A-1 mostra a montagem usada para medir a flexibilidade do dispositivo dos ensaios DCB, na qual um bloco de aço com dois furos substituiu o provete DCB. Assim, a menos de um pequeníssimo erro devido à deformação do bloco de aço, obtêm-se as curvas deslocamento-força do dispositivo. Os deslocamentos medidos no ensaio DCB foram por isso subtraídos dos deslocamentos  $\delta_m = 0,0006P$  associados à flexibilidade do dispositivo de ensaio (figura A-2). Refira-se que foram efectuados 5 ensaios para cada sistema e considerada a inclinação da recta de regressão.

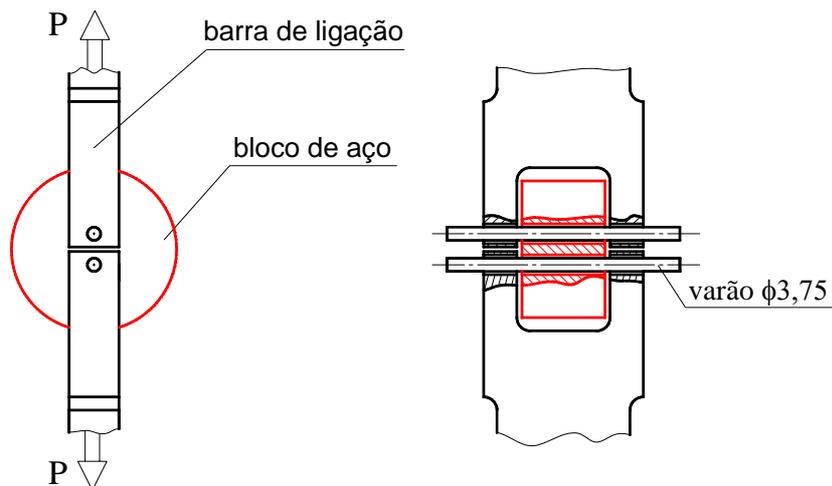


Figura A-1: Esquema de medição da flexibilidade do dispositivo do ensaio DCB.

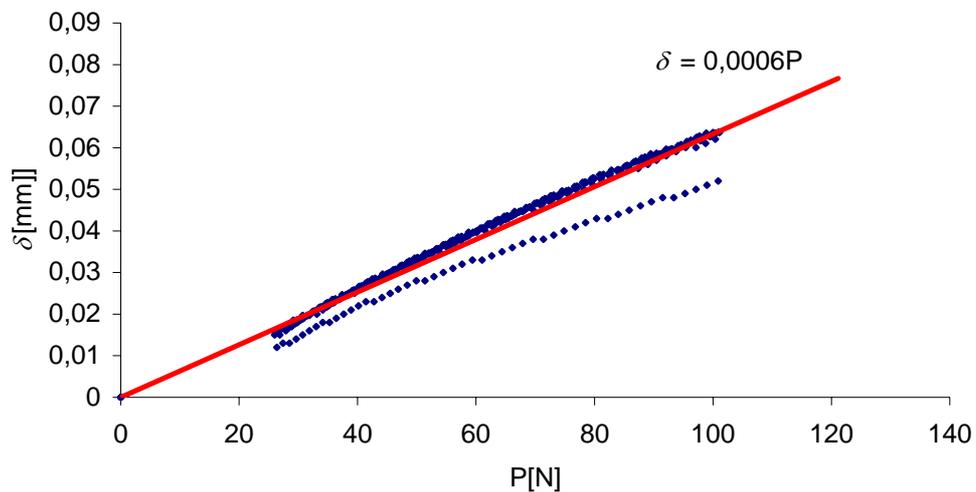


Figura A-2: Curvas deslocamento( $\delta$ ) - carga ( $P$ ) na medida da flexibilidade do dispositivo do ensaio DCB.

Usaram-se esquemas de medida da flexibilidade do sistema semelhantes para os ensaios ENF e MMB (figuras A-3 e A-4). A tabela A-1 apresenta os valores obtidos em todos os dispositivos, incluindo as várias configurações usadas no ensaios MMB.

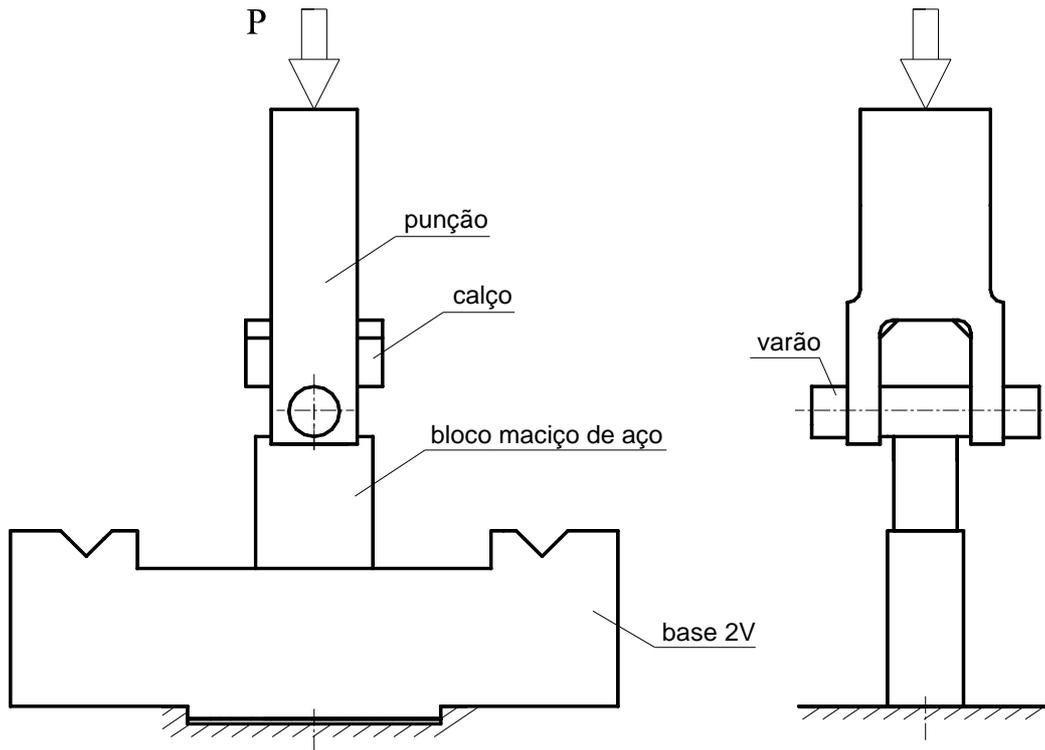


Figura A-3: Esquema de medição da flexibilidade do sistema do ensaio ENF.

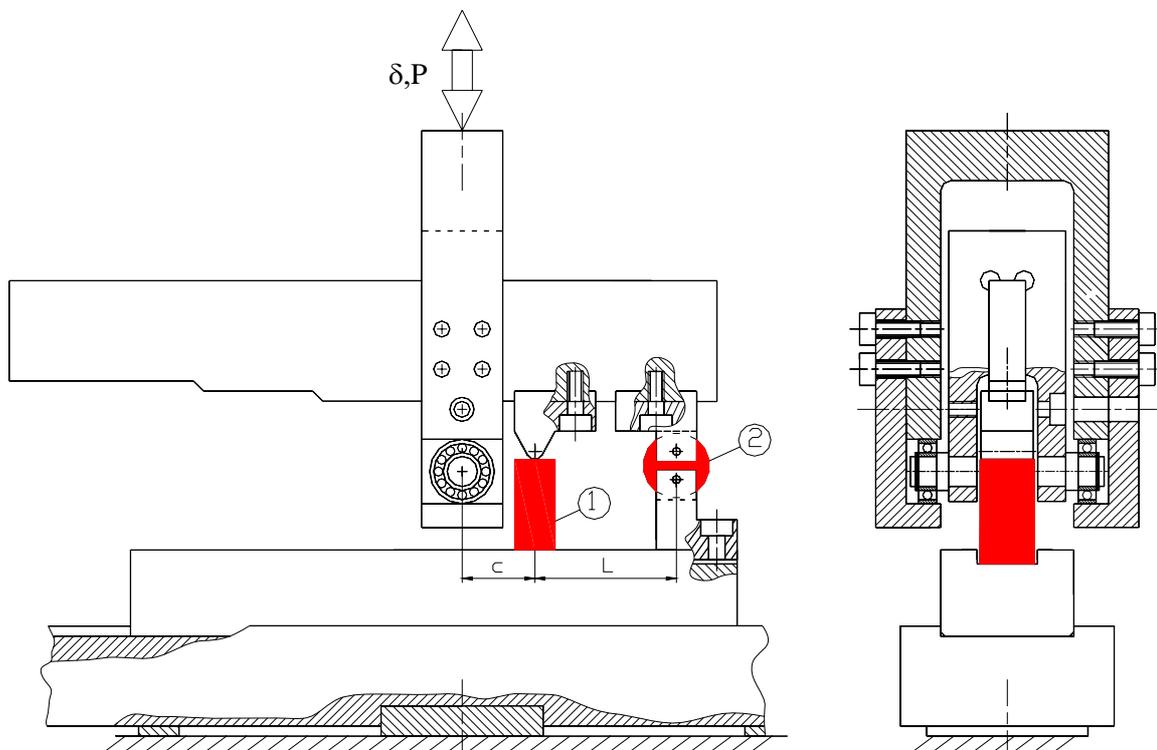


Figura A-4: Esquema de medição da flexibilidade do sistema do ensaio MMB. As peças 1 e 2 são blocos de aço.

Tabela A-1: Valores das flexibilidades ( $C_{sis}$ ) dos sistemas usados nos ensaios.

Ensaio	$L$ [mm]	$c$ [mm]	$C_{sis}$ [mm/N]
MMB	70	34	0,00045
		36	0,00048
		46	0,00059
		49	0,00063
		77	0,00130
		80	0,00135
	100	50	0,00028
		75	0,00046
		150	0,00125
		DCB	
ENF		0,00003	

## APÊNDICE B

# ANÁLISE DAS CURVAS CARGA-DESLOCAMENTO

A figura B-1 representa esquematicamente a forma inicial típica das curvas carga-deslocamento obtidas nos ensaios DCB e ENF. Incluem-se também as rectas auxiliares conducentes à determinação da flexibilidade inicial  $C_0$  e dos pontos relativos aos critérios da não-linearidade (NL) e de 5% de desvio ou carga máxima (5/M). Por outro lado, as curvas obtidas nos ensaios MMB apresentaram frequentemente uma pequeníssima redução da flexibilidade antes do amaciamento decorrente da formação da zona de processo e, posteriormente, do crescimento da fenda inicial (figura B-2). Tal efeito deve-se à rotação da alavanca e ao peso das partes não suportadas do dispositivo.

Face à quantidade de ensaios realizados e no sentido de garantir a reprodutibilidade no tratamento de dados, desenvolveram-se três *macros* em *Visual Basic* para o programa *Microsoft Excel*, uma para cada tipo de ensaio, DCB, ENF e MMB. As páginas seguintes apresentam a macro DCB. As diferenças nas curvas carga-deslocamento foram tidas em conta usando o algoritmo 1 para os ensaios DCB e ENF e o algoritmo 2 para o MMB, ambos seguidamente descritos.

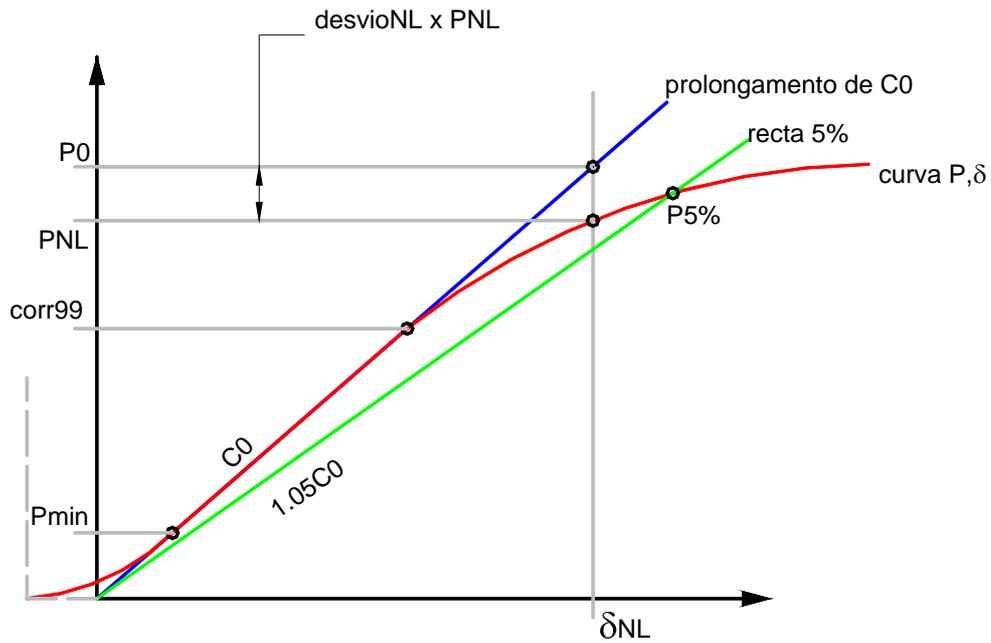


Figura B-1: Cálculo dos pontos NL e 5/M dos ensaios DCB e ENF. Para maior clareza da figura, os desvios de linearidade foram significativamente aumentados.

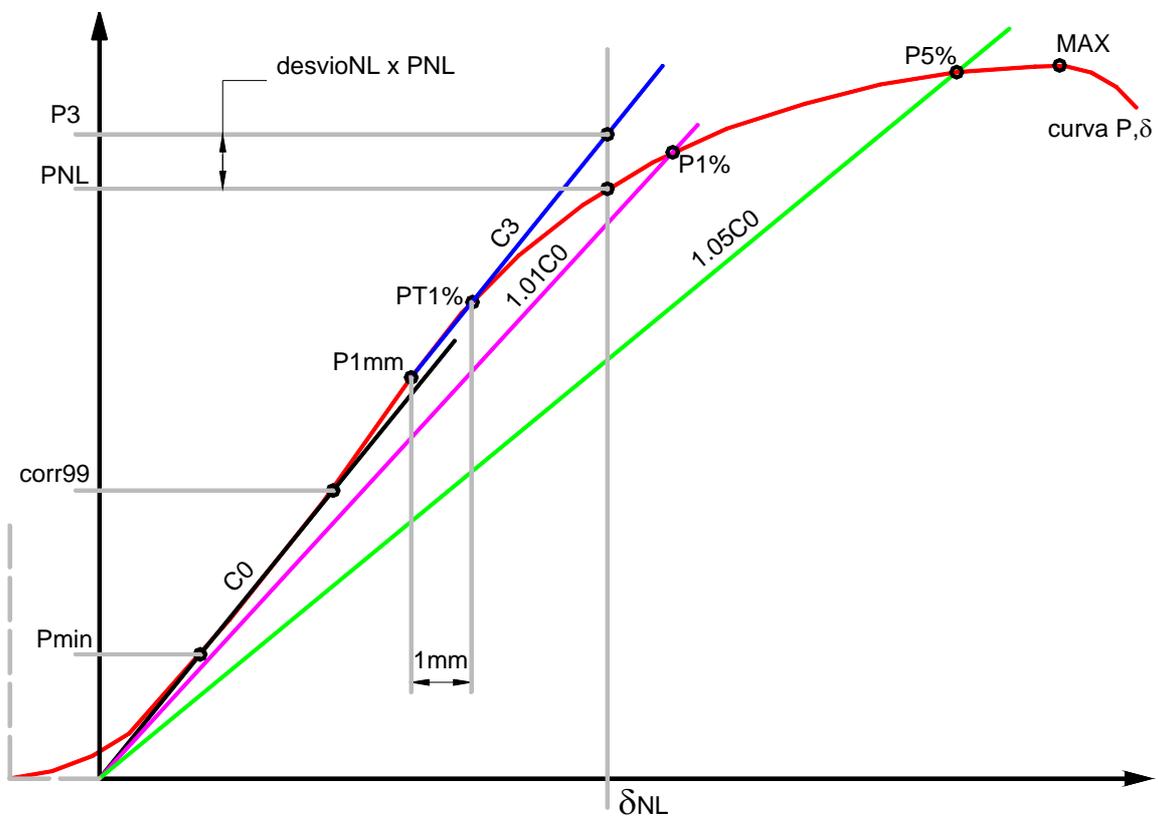


Figura B-2: Cálculo dos pontos NL e 5/M do ensaio MMB. Para maior clareza da figura, os desvios de linearidade foram significativamente aumentados.

**Algoritmo 1:**

- descontinuar a flexibilidade do sistema,  $C_{sis}$ ;
- desprezar os valores  $(P, \delta)$ :  $P < P_{min}$ .  $P_{min} = P_{max}/4$  é um valor empírico que define o limite superior da zona de acomodação no início do ensaio;
- Determinar a flexibilidade  $C_0$  da zona “ recta “ da curva, de forma que a correlação entre  $P_{min}$  e  $corr_{99}$  dos pontos  $(P, \delta) > 0,99999$ ;
- Encontrar o novo zero dos dados  $P, \delta$ ;
- Determinar  $P5\%$  definido pela intersecção da recta  $1,05C_0$  com a curva  $P, \delta$ ;
- Determinar  $PNL$ , ponto de desvio da linearidade a menos de um desvio  $NL$  relativamente à recta  $C_0$ ;

**Algoritmo 2:**

- descontinuar a flexibilidade do sistema,  $C_{sis}$ ;
- desprezar os valores  $(P, \delta)$ :  $P < P_{min}$ .  $P_{min} = P_{max}/4$  é um valor empírico que define o limite superior da zona de acomodação no início do ensaio;
- Determinar a flexibilidade  $C_0$  da zona “ recta “ da curva, de forma que a correlação entre  $P_{min}$  e  $corr_{99}$ , dos pontos  $(P, \delta) > 0,99999$ ;
- Encontrar o novo zero dos dados  $P, \delta$ ;
- Determinar  $P5\%$  definido pela intersecção da recta  $1,05C_0$  com a curva  $P, \delta$ ;
- encontrar  $P1\%$ , definido pela intersecção da recta  $1,01C_0$  com a curva  $P, \delta$ ;
- determinar o ponto de mudança da curvatura exponencial para logarítmica, definido como ponto de distância máxima entre a recta  $1,01C_0$  e a curva  $P, \delta$ . Este ponto designado por  $PT1\%$ , tem significado semelhante ao início da curvatura nos resultados  $DCB$  e  $ENF$ ;
- recuar sobre a curva  $P, \delta$  no sentido do zero durante  $1mm$  ( $P1mm$ );
- A recta  $C_3$  é definida pelos pontos  $PT1\%$  e  $P1mm$ ;
- $PNL$  é o ponto de desvio da linearidade da parte logarítmica da curva  $P, \delta$ , a menos de um desvio  $NL$  relativamente a  $C_3$ .

## Linhas de programação da Macro DCB

```

Sub dcbauto()
  descontarcompliance = "sim"
  cmaquina = 0.0006
  erronl = 0.03 '<=>3%C
  ' o goto 111 (a meio do programa) altera delta da regressão e o do E
  ' delta real=-3.4*(espessura real/espessura nominal)=>"DCBvidro_NL1%_deltacorrige.xls"
  ' colocar o goto 111 => delta obtido por regressão ou por e=calls(1,3)(escrito no ficheiro)
  ' ver também o significado de e="", nas linhas +-50, em baixo.
  esclarg = 1
  escalt = 1
  grafico8 = "Gráfico 7"
  grafico10 = "Gráfico 9"
  grafico12 = "Gráfico 11"
  ' ***** letras a usar no grafico
  fontenome = "Arial"
  fonteestilo = "Normal"
  fontetamanho = 8
  ' célula A1 pode conter o nome do único fich a tratar e nesse caso no final não fecha o fich_0
  ' e não grava o ENF E e G carbono (ou vidro)
  umfich = 0
  If Cells(1, 1) <> "" Then
    umfich = 1
    fich = Cells(1, 1)
  End If
  utiliz = "Antonio Bastos"
  'utiliz = "Bastos"
  Workbooks.Open Filename:="C:\Documents and Settings\" + utiliz + _
  "\Os meus documentos\U.A. doutoramento\provetes.xls"
  ' encontra o nome do 1º fich DCB na lista de provetes.xls
  If umfich = 0 Then
    fich = 2
    Do While Cells(fich, 5) <> "DCB"
      fich = fich + 1
    Loop
  End If
  directorio = "C:\Documents and Settings\" + utiliz + _
  "\Os meus documentos\U.A. doutoramento\dcb\"
  Do While Cells(fich, 5) = "DCB"
    Workbooks.Open Filename:=directorio + Cells(fich, 1) + "D1.xls"
    ' se e=calls(1,3)<>"" é calculado e apresentado um delta corrigido e usado o
    ' e=ao que se escreveu no fich ...D1 (módulo à flexão para infinito)
    'e = Cells(1, 3)
    ' se e="" é usado e apresentado o delta calculado por regressão tradicional
    e = ""
    ' escalas de largura e altura dos gráficos e directorio a alterar
    li = 11
    co = 2
    ' ***** ficheiro=nome da folha do ficheiro (por acaso é o mesmo do ficheiro!)
    ficheiro = ActiveSheet.Name
    ' ***** janela=nome da janela do ficheiro (para o caso de não ser o mesmo do ficheiro!)
    janela = ActiveWindow.Caption
    ' ***** titulo=titulo do grafico
    titulo = Left(ficheiro, Len(ficheiro) - 2)
    ' Vai à folha1 buscar elementos para calcular N e regressa
    Sheets("Folha1").Select
  End While
End Sub

```

```

a = Cells(4, 7)
h = Cells(4, 5) / 2
Sheets(ficheiro).Select
l1 = 4 + h / 2
l2 = 14
' ***** copia os dados do ficheiro ....d2 para o ficheiro ....d1
Workbooks.Open Filename:=directorio + titulo + "D2.xls"
Columns("B:C").Select
Selection.Copy
Windows(janela).Activate
Columns("D:E").Select
ActiveSheet.Paste
Application.CutCopyMode = False
Windows(titulo + "D2.xls").Activate
ActiveWorkbook.Close
For i = 0 To 2 Step 2
    '***** encontra a célula com P>2N *****
    i2 = li
    Do While Cells(i2, co + i) < 2
        i2 = i2 + 1
    Loop
    campo = "B:B"
    If i = 2 Then
        campo = "D:D"
    End If
    '***** ult é a ultima célula com valor>-10, ou seja, é mesmo a ultima *****
    ult = WorksheetFunction.CountIf(Range(campo), ">-10") + 6
    '6 são as células em branco ou não numericas
    Set r2 = Range(Cells(11, 2), Cells(ult, 2))
    ' Na verdade pmaximo é para os 2 ficheiros d1 e d2 = pmaximo de d1
    ' é isso que interessa pois pmaximo de d2 pode ser muito grande e estar muito afastado da recta C0
    pmaximo = WorksheetFunction.Max(r2)
    '***** encontra a célula com P>Pmax/4 *****
    i5 = i2
    Do While Cells(i5, co + i) < pmaximo / 4
        i5 = i5 + 1
    Loop
    ' ***** encontra d2mm para a frente
    jj = i5
    Do While Cells(jj, co + i + 1) - Cells(i5, co + i + 1) < 2 '2mm
        jj = jj + 1
    Loop
    ' *** descontar da compliance medida, a compliance do sistema máquina/célula,etc
    ' *** para todos os ficheiros de origem D1, D2
    If descontarcompliance = "sim" Then
        ' para todas as células faz d=d-dc sendo dc=curva da compliance do sistema
        For j = li To ult
            d = Cells(j, co + i + 1)
            n = 1 - (l2 / a) ^ 3 - 9 / 8 * (1 - (l2 / a) ^ 2) * d * l1 / a ^ 2 - 9 / 35 * (d / a) ^ 2
            p = Cells(j, co + i)
            'dc = -7.03531995E-12 * p ^ 6 + 2.18709433E-09 * p ^ 5 - 0.000000268863327 * p ^ 4 + _
            '0.0000165894759 * p ^ 3 - 0.000538471139 * p ^ 2 + 0.00941745427 * p - 0.0171778008
            DC = cmaquina * p
            Cells(j, co + i + 1) = (d - DC) / n
        Next
    End If
    '***** encontra a ultima célula=ult tal que desde i5 até lá seja correl>=0.99999

```

```

i9 = ult
i99 = i9
corr1 = 0.99
Do While corr1 < 0.99999 And i9 > jj ' distancia minima de 2mm
  i9 = i9 - 50
  Set r1 = Range(Cells(i5, co + i + 1), Cells(i9, co + i + 1))
  Set r2 = Range(Cells(i5, co + i), Cells(i9, co + i))
  corr2 = WorksheetFunction.Correl(r1, r2)
  If corr2 > corr1 Then
    corr1 = corr2
    i99 = i9
  End If
Loop
Set r1 = Range(Cells(i5, co + i + 1), Cells(i99, co + i + 1))
Set r2 = Range(Cells(i5, co + i), Cells(i99, co + i))
***** c1=d/P para o ficheiro ....d1
c1 = WorksheetFunction.Slope(r1, r2)
***** x1=intersecção com eixo x para o ficheiro ....d1
x1 = WorksheetFunction.Intercept(r1, r2)
lin = 1
col = 14
Cells(lin + 1, col) = "fich.d1"
Cells(lin + 2, col) = "fich.d2"
Cells(lin, col + 1) = "i2:P>2N"
Cells(lin, col + 2) = "i5:P>15N"
Cells(lin, col + 3) = "i99:cor>.9."
Cells(lin, col + 4) = "ultima cel"
Cells(lin, col + 5) = "P5%"
Cells(lin, col + 6) = "d5%"
Cells(lin, col + 7) = "PNL"
Cells(lin, col + 8) = "dNL"
Cells(lin, col + 9) = "correl"
Cells(lin, col + 10) = "C=d/P"
Cells(lin, col + 11) = "intercept x"
Cells(lin + i / 2 + 1, col + 1) = i2
Cells(lin + i / 2 + 1, col + 2) = i5
Cells(lin + i / 2 + 1, col + 3) = i99
Cells(lin + i / 2 + 1, col + 4) = ult
Cells(lin + i / 2 + 1, col + 9) = corr1
Cells(lin + i / 2 + 1, col + 10) = c1
Cells(lin + i / 2 + 1, col + 11) = x1
***** escreve nas células G,H = 7,8 os novos valores de P,d desprezando os P<=15N
Cells(li - 2, co + i + 5) = "P" + Str(i / 2 + 1) + "[N]"
Cells(li - 2, co + i + 6) = "d" + Str(i / 2 + 1) + "[mm]"
Cells(li, co + i + 5) = 0
Cells(li, co + i + 6) = 0
For j = i5 To ult 'na prática significa que vai até à última célula
  d = Cells(j, co + i + 1)
  n = 1 - (l2 / a) ^ 3 - 9 / 8 * (1 - (l2 / a) ^ 2) * d * l1 / a ^ 2 - 9 / 35 * (d / a) ^ 2
  p = Cells(j, co + i)
  Cells(j - i5 + 12, co + i + 5) = p
  Cells(j - i5 + 12, co + i + 6) = (d - x1)
Next
Next
ult = Cells(lin + 1, col + 4) - Cells(lin + 1, col + 2) + 12
Set r1 = Range(Cells(11, 8), Cells(ult, 8))
Set r2 = Range(Cells(11, 7), Cells(ult, 7))

```

```

'rectas 1.05C
Cells(li - 3, co + 9) = "rectas 1.05C"
Cells(li - 2, co + 9) = "P1[N]"
Cells(li - 2, co + 10) = "d1=1.05C1P1"
Cells(li - 2, co + 11) = "P2[N]"
Cells(li - 2, co + 12) = "d2=1.05C2P2"
Cells(li, co + 9) = 0
Cells(li, co + 10) = 0
Cells(li, co + 11) = 0
Cells(li, co + 12) = 0
Cells(li + 1, co + 9) = WorksheetFunction.Max(r2)
Cells(li + 1, co + 10) = 1.05 * Cells(lin + 1, col + 10) * Cells(li + 1, co + 9)
ult2 = Cells(lin + 2, col + 4) - Cells(lin + 2, col + 2) + 12
ult22 = 0
' se o if for verdade, a serie 2 é dividida em serie2 e serie22
' as series não podem ter mais de 32000 pontos
If ult2 > 32000 Then
    ult22 = ult2
    ult2 = 32000
    Set r122 = Range(Cells(ult2, 10), Cells(ult22, 10))
    Set r222 = Range(Cells(ult2, 9), Cells(ult22, 9))
End If
Set r12 = Range(Cells(11, 10), Cells(ult2, 10))
Set r22 = Range(Cells(11, 9), Cells(ult2, 9))
Set r13 = Range(Cells(11, 12), Cells(12, 12))
Set r23 = Range(Cells(11, 11), Cells(12, 11))
Set r14 = Range(Cells(11, 14), Cells(12, 14))
Set r24 = Range(Cells(11, 13), Cells(12, 13))
'rectas 1.05C
Cells(li + 1, co + 11) = WorksheetFunction.Max(r22)
Cells(li + 1, co + 12) = 1.05 * Cells(lin + 2, col + 10) * Cells(li + 1, co + 11)
' ***** encontra P5 e d5 da série ....d1
k1 = Cells(12, 11) / Cells(12, 12)
ult = Cells(lin + 1, col + 4) - Cells(lin + 1, col + 2) + 12
j = li + 1
'     P-d/(1.05C)>0
Do While Cells(j, 7) - k1 * Cells(j, 8) > 0 And j < ult
    j = j + 1
Loop
' ***** P5% e d5%
Cells(lin + 1, col + 5) = Cells(j, 7)
Cells(lin + 1, col + 6) = Cells(j, 8)
' j5e1=posição de 5% do fich. e1
j5e1 = j
' ***** encontra PNL e dNL da série ....d1
k1 = Cells(lin + 1, col + 10)
'     j = i5
'     j contem P5% anteriormente encontrado
' delta/C-P>erro*P <=> delta/(1+erro)C-P>0
Do While Abs(Cells(j, 8) / k1 - Cells(j, 7)) > erro1 * Cells(j, 7)
    j = j - 1
Loop
' ***** PNL e dNL
Cells(lin + 1, col + 7) = Cells(j, 7)
Cells(lin + 1, col + 8) = Cells(j, 8)
' ***** encontra P5 e d5 da série ....d2
k1 = Cells(12, 13) / Cells(12, 14)

```

```

ult = Cells(lin + 2, col + 4) - Cells(lin + 2, col + 2) + 12
j = li + 1
Do While Cells(j, 9) - k1 * Cells(j, 10) > 0 And j < ult
    j = j + 1
Loop
' ***** P5% e d5%
Cells(lin + 2, col + 5) = Cells(j, 9)
Cells(lin + 2, col + 6) = Cells(j, 10)
' j5e2=posição de 5% do fich. e1
j5e2 = j
' ***** encontra PNL e dNL da série ....d2
k1 = Cells(lin + 2, col + 10)
' j = i5
' j contem P5% anteriormente encontrado
Do While Abs(Cells(j, 10) / k1 - Cells(j, 9)) > erronl * Cells(j, 9)
    j = j - 1
Loop
' ***** PNL e dNL
Cells(lin + 2, col + 7) = Cells(j, 9)
Cells(lin + 2, col + 8) = Cells(j, 10)
' cabeçalho de pmax e d(pmax)
Cells(1, 26) = "Pmax"
Cells(1, 27) = "d(Pmax)"
Cells(1, 28) = "Pmax"
Cells(1, 29) = "d(Pmax)"
Cells(2, 26) = "d1"
Cells(2, 28) = "d2"
' procura se Pmax está antes de P5%
' Pmax para ficheiro e1
'ulte = Cells(2, 18) - Cells(2, 16) + 12
Set re = Range(Cells(li, 7), Cells(j5e1, 7))
pmax = WorksheetFunction.Max(re)
Cells(3, 26) = pmax
' d(Pmax) para ficheiro e1
i = li - 1
Do While Cells(i, 7) <> pmax
    i = i + 1
Loop
i = i - 1
dpmax = Cells(i, 8)
Cells(3, 27) = dpmax
' Pmax para ficheiro e2
'ulte = Cells(3, 18) - Cells(3, 16) + 12
Set re = Range(Cells(li, 9), Cells(j5e2, 9))
pmax = WorksheetFunction.Max(re)
Cells(3, 28) = pmax
' d(Pmax) para ficheiro e2
i = li - 1
Do While Cells(i, 9) <> pmax
    i = i + 1
Loop
i = i - 1
dpmax = Cells(i, 10)
Cells(3, 29) = dpmax
' ***** apagar todos os gráficos existentes nesta folha *****
Worksheets(1).ChartObjects.Delete
' ***** cria grafico do tipo Scatter e abre a serie1

```

```

Charts.Add
ActiveChart.ChartType = xlXYScatterSmoothNoMarkers
serie = 1
' ***** valores de x
ActiveChart.SeriesCollection(serie).XValues = r1
' ***** valores de y
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Values = r2
' ***** nome da serie1
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Name = ficheiro
' ***** coloca o grafico embebido nesta folha
ActiveChart.Location Where:=xlLocationAsObject, Name:=ficheiro
' ***** 2ª linha do gráfico
serie = serie + 1
ActiveChart.SeriesCollection.NewSeries
ActiveChart.SeriesCollection(serie).XValues = r12
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Values = r22
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Name = titulo + "D2"
' ***** se o if for verdade vai fazer a 2ª parte da serie2 dividida
If ult22 > 0 Then
    serie = serie + 1
    ActiveChart.SeriesCollection.NewSeries
    ActiveChart.SeriesCollection(serie).XValues = r122
    ActiveChart.SeriesCollection(serie).Values = r222
    ActiveChart.SeriesCollection(serie).Name = titulo + "D2pt2"
    ' ***** muda a cor da 2ª parte da linha para cor igual à da 1ª parte
    ActiveSheet.ChartObjects(1).Activate
    ActiveChart.SeriesCollection(serie).Select
    With Selection.Border
        .ColorIndex = 7
        .Weight = xlThin
        .LineStyle = xlContinuous
    End With
    With Selection
        .MarkerBackgroundColorIndex = xlNone
        .MarkerForegroundColorIndex = xlNone
        .MarkerStyle = xlNone
        .Smooth = True
        .MarkerSize = 3
        .Shadow = False
    End With
End If
' ***** se retirar o GoTo 5, as rectas 1.05C serão desenhadas no grafico
GoTo 5
' ***** linha 1.05C de ....d1
serie = serie + 1
ActiveChart.SeriesCollection.NewSeries
ActiveChart.SeriesCollection(serie).XValues = r13
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Values = r23
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Name = "1.05C1"
' ***** linha 1.05C de ....d2
serie = serie + 1
ActiveChart.SeriesCollection.NewSeries
ActiveChart.SeriesCollection(serie).XValues = r14
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Values = r24
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Name = "1.05C2"
5 ' ***** coloca titulo e legenda eixos x e y
With ActiveChart

```

```

.HasTitle = True
.ChartTitle.Characters.Text = titulo
.Axes(xlCategory, xlPrimary).HasTitle = True
.Axes(xlCategory, xlPrimary).AxisTitle.Characters.Text = "d[mm]"
.Axes(xlValue, xlPrimary).HasTitle = True
.Axes(xlValue, xlPrimary).AxisTitle.Characters.Text = "P[N]"
End With
' ***** apaga a legenda do grafico
ActiveChart.Legend.Select
Selection.Delete
' ***** coloca o grafico num certo tamanho por escala do anterior
ActiveSheet.ChartObjects(1).Activate
ActiveChart.ChartArea.Select
ActiveSheet.Shapes(1).ScaleWidth esclarg, msoFalse, msoScaleFromTopLeft
ActiveSheet.Shapes(1).ScaleHeight escalt, msoFalse, _
msoScaleFromTopLeft
' ***** formatar todo o grafico para letra Arial Normal 8
ActiveChart.ChartArea.Select
Selection.AutoScaleFont = True
With Selection.Font
.Name = fontenome
.FontStyle = fonteestilo
.Size = fontetamanho
.Strikethrough = False
.Superscript = False
.Subscript = False
.OutlineFont = False
.Shadow = False
.Underline = xlUnderlineStyleNone
.ColorIndex = xlAutomatic
.Background = xlAutomatic
End With
' ***** altera d por delta
ActiveChart.Axes(xlCategory).AxisTitle.Select
Selection.Characters.Text = "d[mm]"
Selection.AutoScaleFont = False
With Selection.Characters(Start:=1, Length:=1).Font
.Name = "Symbol"
.FontStyle = fonteestilo
.Size = fontetamanho
.Strikethrough = False
.Superscript = False
.Subscript = False
.OutlineFont = False
.Shadow = False
.Underline = xlUnderlineStyleNone
.ColorIndex = xlAutomatic
End With
' ***** retira a cor do fundo do grafico
ActiveChart.PlotArea.Select
With Selection.Border
.ColorIndex = 16
.Weight = xlThin
.LineStyle = xlContinuous
End With
Selection.Interior.ColorIndex = xlNone
' ***** activa o grafico, permitindo a sua cópia directa

```

```

'ActiveChart.ChartArea.Select
' *****
' ***** tratamento da folha1 *****
' *****

li = 4
co = 5
' ***** copia o gráfico e os resultados P5,d5,PNL,dNL,correlação e C para a folha1
ActiveChart.ChartArea.Copy
Windows(janela).Activate
Sheets("Folha1").Select
Range("A30").Select
ActiveSheet.Paste
Windows(janela).Activate
Sheets(ficheiro).Select
Range("S2:X3").Select
Selection.Copy
Sheets("Folha1").Select
Range("J4").Select
ActiveSheet.Paste
Windows(janela).Activate
Sheets(ficheiro).Select
Range("Z1:AC3").Select
Selection.Copy
Sheets("Folha1").Select
Range("A50").Select
ActiveSheet.Paste
' ***** copia cabeçalho do ficheiro dcb formato
Workbooks.Open Filename:=directorio + "DCB formato.xls"
Range("A1:AG3").Select
Application.CutCopyMode = False
Selection.Copy
Windows(janela).Activate
Sheets("Folha1").Select
Range("A1").Select
ActiveSheet.Paste
Application.CutCopyMode = False
Windows("DCB formato.xls").Activate
ActiveWorkbook.Close
' lin=ultima linha a preencher na folha1
lin = li
Do While Cells(lin, co + 2) <> ""
    lin = lin + 1
Loop
lin = lin - 1

' copiar os campos iguais
' provete
Cells(li + 1, co - 4) = titulo + "d2"
' material
Cells(li + 1, co - 3) = Cells(li, co - 3)
' orientação
orientacao = Cells(li, co - 2)
Cells(li + 1, co - 2) = Cells(li, co - 2)
' v
Cells(li + 1, co - 1) = Cells(li, co - 1)
' 2h, b
For i = li + 1 To lin

```

```

Cells(i, co) = Cells(li, co)
Cells(i, co + 1) = Cells(li, co + 1)
Next
*****
' se pmax>p5% e dmax<d5% => p5=pmax e d5=dmax
If Cells(52, 1) > Cells(4, 10) And Cells(52, 2) < Cells(4, 11) Then
  Cells(4, 10) = Cells(52, 1)
  Cells(4, 11) = Cells(52, 2)
End If
If Cells(52, 3) > Cells(5, 10) And Cells(52, 4) < Cells(5, 11) Then
  Cells(5, 10) = Cells(52, 3)
  Cells(5, 11) = Cells(52, 4)
End If
*****
' se dNL>d5% => pNL=p5 e dNL=d5
If Cells(4, 13) > Cells(4, 11) Then
  Cells(4, 12) = Cells(4, 10)
  Cells(4, 13) = Cells(4, 11)
End If
If Cells(5, 13) > Cells(5, 11) Then
  Cells(5, 12) = Cells(5, 10)
  Cells(5, 13) = Cells(5, 11)
End If
' calcula os C em falta
For i = li + 2 To lin
  Cells(i, co + 10) = Cells(i, co + 4) / Cells(i, co + 3)
Next
h = Cells(li, co) / 2
l1 = 4 + h
l2 = 14
' calcula todos os (C/N)^(1/3)
For i = li To lin
  d = Cells(i, co + 4)
  a = Cells(i, co + 2)
  ' delta = Cells(i, co + 12)
  n = 1 - (l2 / a) ^ 3 - 9 / 8 * (1 - (l2 / a) ^ 2) * d * l1 / a ^ 2 - 9 / 35 * (d / a) ^ 2
  Cells(i, co + 11) = (Cells(i, co + 10) / n) ^ (1 / 3)
Next
' ***** delta
Set rd1 = Range(Cells(li, co + 2), Cells(lin, co + 2))
Set rd2 = Range(Cells(li, co + 11), Cells(lin, co + 11))
delta = WorksheetFunction.Intercept(rd1, rd2)
If delta > 0 Then
  ' se delta>0, escreve-o a vermelho noutro local e fá-lo zero
  Cells(li - 2, co + 12) = Int(delta * 10 + 0.5) / 10
  Range(Cells(li - 2, co + 12), Cells(li - 2, co + 12)).Select
  Selection.Font.ColorIndex = 3
  delta = 0
End If
b = Cells(li, co + 1)
C = Cells(li, co + 10)
a = Cells(li, co + 2)
If e <> "" Then
  delta = h / 2 * (b * e * 1000 * C) ^ (1 / 3) - a
End If
'GoTo 111
' só para o caso de usar um delta corrigido=-3.4*h/esp.nominal

```

```

hn = 6.15 / 2
If orientacao = "0/0" Then
    hn = 6 / 2
End If
If (orientacao = "10/-10" Or orientacao = "15/-15" Or orientacao = "30/-30" Or_
orientacao = "45/-45") Then
    hn = 6.3 / 2
End If
cv = Left(ficheiro, 1)
If cv = "P" Or cv = "p" Then
    ' é um ficheiro de dados de carbono
    delta = -5.4 * h / hn
Else
    delta = -3.4 * h / hn
End If
111
Cells(li, co + 12) = Int(delta * 10 + 0.5) / 10
For i = li + 1 To lin
    Cells(i, co + 12) = Cells(li, co + 12)
Next
' ***** GI-vis
For i = li To lin
    p = Cells(i, co + 3)
    ' Só corrige d de propagação: d=d-intercept-Csis*P
    If p > 0 Then
        ' prevê a não existencia de Pvis e dvis da 1ª curva - fich. d1
        ' corrigir os d
        Cells(i, co + 4) = Cells(i, co + 4) - x1 - cmaquina * p
    End If
    d = Cells(i, co + 4)
    b = Cells(i, co + 1)
    a = Cells(i, co + 2)
    delta = Cells(i, co + 12)
    f = 1 - 3 / 10 * (d / a) ^ 2 - 3 / 2 * (d * 11 / a ^ 2)
    n = 1 - (12 / a) ^ 3 - 9 / 8 * (1 - (12 / a) ^ 2) * d * 11 / a ^ 2 - 9 / 35 * (d / a) ^ 2
    ' correcção F/N para o ciclo de recarga
    If i = li Then
        givis = 3 * p * d / (2 * b * (a + Abs(delta)))
    Else
        givis = 3 * p * d / _
        (2 * b * (a + Abs(delta))) * f / n
    End If
    ' prevê a não existencia de Pvis e dvis da 1ª curva - fich. d1
    If givis > 0 Then
        Cells(i, co + 13) = Int(givis * 1000 + 0.5)
        Cells(i, co + 19) = f
        Cells(i, co + 20) = n
    End If
Next
' ***** GI-5
For i = li To li + 1
    p = Cells(i, co + 5)
    d = Cells(i, co + 6)
    b = Cells(i, co + 1)
    a = Cells(i, co + 2)
    delta = Cells(i, co + 12)
    f = 1 - 3 / 10 * (d / a) ^ 2 - 3 / 2 * (d * 11 / a ^ 2)

```

```

n = 1 - (12 / a) ^ 3 - 9 / 8 * (1 - (12 / a) ^ 2) * d * 11 / a ^ 2 - 9 / 35 * (d / a) ^ 2
' correcção F/N para o ciclo de recarga
If i = li Then
    gi5 = 3 * p * d / (2 * b * (a + Abs(delta)))
Else
    gi5 = 3 * p * d / (2 * b * (a + Abs(delta))) * f / n
End If
Cells(i, co + 14) = Int(gi5 * 1000 + 0.5)
Next
' ***** GI-NL
For i = li To li + 1
    p = Cells(i, co + 7)
    d = Cells(i, co + 8)
    b = Cells(i, co + 1)
    a = Cells(i, co + 2)
    delta = Cells(i, co + 12)
    f = 1 - 3 / 10 * (d / a) ^ 2 - 3 / 2 * (d * 11 / a ^ 2)
    n = 1 - (12 / a) ^ 3 - 9 / 8 * (1 - (12 / a) ^ 2) * d * 11 / a ^ 2 - 9 / 35 * (d / a) ^ 2
    ' correcção F/N para o ciclo de recarga
    If i = li Then
        ginl = 3 * p * d / (2 * b * (a + Abs(delta)))
    Else
        ginl = 3 * p * d / (2 * b * (a + Abs(delta))) * f / n
    End If
    Cells(i, co + 15) = Int(ginl * 1000 + 0.5)
Next
' G maximo
gmax = WorksheetFunction.Max(Range(Cells(li + 2, co + 13), Cells(lin, co + 13)))
Cells(li + 2, co + 16) = gmax
' ***** correlação a,(C/N)^(1/3)
For i = li To li + 1
    Set corr1 = Range(Cells(i, co + 2), Cells(lin, co + 2))
    Set corr2 = Range(Cells(i, co + 11), Cells(lin, co + 11))
    Cells(i, co + 17) = WorksheetFunction.Correl(corr1, corr2)
Next
emedio = 0
' ***** E
For i = li To lin
    e = 8 * (Cells(i, co + 2) + Abs(Cells(i, co + 12))) ^ 3 / _
    (Cells(i, co + 1) * (Cells(i, co) / 2) ^ 3 * Cells(i, co + 10)) * n / 1000
    Cells(i, co + 18) = Int(e * 10 + 0.5) / 10
    If i >= li + 2 Then
        emedio = emedio + e
    End If
Next
' ***** Emédio
emedio = emedio / (lin - li - 1)
Cells(1, 34) = "E médio"
Cells(6, 34) = emedio
' *****
' ***** MCC *****
' calcula todos os (BC/N)^(1/3)
For i = li To lin
    d = Cells(i, co + 4)
    a = Cells(i, co + 2)
    b = Cells(i, co + 1)
    C = Cells(i, co + 10)

```

```

n = 1 - (12 / a) ^ 3 - 9 / 8 * (1 - (12 / a) ^ 2) * d * 11 / a ^ 2 - 9 / 35 * (d / a) ^ 2
Cells(i, co + 21) = (b * C / n) ^ (1 / 3)
Next
' calcula a/(2h)
For i = li To lin
  a = Cells(i, co + 2)
  doish = Cells(i, co)
  Cells(i, co + 22) = (a / doish)
Next
' ***** m
Set rd1 = Range(Cells(li, co + 22), Cells(lin, co + 22))
Set rd2 = Range(Cells(li, co + 21), Cells(lin, co + 21))
m = WorksheetFunction.Slope(rd2, rd1)
Cells(li, co + 23) = m
For i = li + 1 To lin
  Cells(i, co + 23) = Cells(li, co + 23)
Next
' ***** correlação a/(2h),(BC/N)^(1/3)
For i = li To li + 1
  Set corr1 = Range(Cells(i, co + 22), Cells(lin, co + 22))
  Set corr2 = Range(Cells(i, co + 21), Cells(lin, co + 21))
  Cells(i, co + 24) = WorksheetFunction.Correl(corr1, corr2)
Next
' ***** GI-vis
For i = li To lin
  m = Cells(i, co + 23)
  doish = Cells(i, co)
  p = Cells(i, co + 3)
  b = Cells(i, co + 1)
  C = Cells(i, co + 10)
  f = 1 - 3 / 10 * (d / a) ^ 2 - 3 / 2 * (d * 11 / a ^ 2)
  n = 1 - (12 / a) ^ 3 - 9 / 8 * (1 - (12 / a) ^ 2) * d * 11 / a ^ 2 - 9 / 35 * (d / a) ^ 2
  ' correcção ?????????????? para o ciclo de recarga
  If i = li Then
    givis = 3 * m / (2 * doish) * (p / b) ^ 2 * (b * C / n) ^ (2 / 3) * f
  Else
    givis = 3 * m / (2 * doish) * (p / b) ^ 2 * (b * C / n) ^ (2 / 3) * f
  End If
  ' prevê a não existencia de Pvis e dvis da 1ª curva - fich. d1
  If givis > 0 Then
    Cells(i, co + 25) = Int(givis * 1000 + 0.5)
  End If
Next
' ***** GI-5
For i = li To li + 1
  m = Cells(i, co + 23)
  doish = Cells(i, co)
  p = Cells(i, co + 5)
  b = Cells(i, co + 1)
  C = Cells(i, co + 10)
  f = 1 - 3 / 10 * (d / a) ^ 2 - 3 / 2 * (d * 11 / a ^ 2)
  n = 1 - (12 / a) ^ 3 - 9 / 8 * (1 - (12 / a) ^ 2) * d * 11 / a ^ 2 - 9 / 35 * (d / a) ^ 2
  ' correcção ?????????????? para o ciclo de recarga
  If i = li Then
    gi5 = 3 * m / (2 * doish) * (p / b) ^ 2 * (b * C / n) ^ (2 / 3) * f
  Else
    gi5 = 3 * m / (2 * doish) * (p / b) ^ 2 * (b * C / n) ^ (2 / 3) * f

```

```

End If
Cells(i, co + 26) = Int(gi5 * 1000 + 0.5)
Next
' ***** GI-NL
For i = li To li + 1
  m = Cells(i, co + 23)
  doish = Cells(i, co)
  p = Cells(i, co + 7)
  b = Cells(i, co + 1)
  C = Cells(i, co + 10)
  f = 1 - 3 / 10 * (d / a) ^ 2 - 3 / 2 * (d * 11 / a ^ 2)
  n = 1 - (12 / a) ^ 3 - 9 / 8 * (1 - (12 / a) ^ 2) * d * 11 / a ^ 2 - 9 / 35 * (d / a) ^ 2
  ' correção ?????????????? para o ciclo de recarga
  If i = li Then
    ginl = 3 * m / (2 * doish) * (p / b) ^ 2 * (b * C / n) ^ (2 / 3) * f
  Else
    ginl = 3 * m / (2 * doish) * (p / b) ^ 2 * (b * C / n) ^ (2 / 3) * f
  End If
  Cells(i, co + 27) = Int(ginl * 1000 + 0.5)
Next
' G maximo
gmax = WorksheetFunction.Max(Range(Cells(li + 2, co + 25), Cells(li, co + 25)))
Cells(li + 2, co + 28) = gmax
' *****
' ***** gráficos *****
' ***** grafico C^(1/3), a
Set rcx = Range(Cells(li, co + 2), Cells(li, co + 2))
Set rcy = Range(Cells(li, co + 11), Cells(li, co + 11))
' valor minimo do eixo x para a[mm]
escxmin = WorksheetFunction.Min(rcx)
escxmin = Int(escxmin / 10) * 10
' ***** grafico GIc, a
' serie1
Set rgx = Range(Cells(li + 2, co + 2), Cells(li, co + 2))
Set rgy = Range(Cells(li + 2, co + 13), Cells(li, co + 13))
' serie2
Set rgvisx = Range(Cells(li + 1, co + 2), Cells(li + 1, co + 2))
Set rgvisy = Range(Cells(li + 1, co + 13), Cells(li + 1, co + 13))
' serie3
Set rg5x = Range(Cells(li + 1, co + 2), Cells(li + 1, co + 2))
Set rg5y = Range(Cells(li + 1, co + 14), Cells(li + 1, co + 14))
' serie4
Set rgnlx = Range(Cells(li + 1, co + 2), Cells(li + 1, co + 2))
Set rgnly = Range(Cells(li + 1, co + 15), Cells(li + 1, co + 15))
' ***** grafico E, a
Set rex = Range(Cells(li, co + 2), Cells(li, co + 2))
Set rey = Range(Cells(li, co + 18), Cells(li, co + 18))
' ***** grafico C^(1/3), a
Charts.Add
ActiveChart.ChartType = xlXYScatterLines
ActiveChart.SetSourceData Source:=Sheets("Folha1").Range("A1:A1"), PlotBy:= _
xlColumns
ActiveChart.SeriesCollection.NewSeries
ActiveChart.SeriesCollection(1).XValues = rcx
ActiveChart.SeriesCollection(1).Values = rcy
ActiveChart.Location Where:=xlLocationAsObject, Name:="Folha1"
' apaga a serie2 que aparece a mais

```

```

ActiveSheet.ChartObjects(2).Activate
ActiveChart.SeriesCollection(2).Select
ActiveChart.SeriesCollection(2).Delete
' ***** coloca titulo e legenda eixos x e y
With ActiveChart
    .HasTitle = True
    .ChartTitle.Characters.Text = titulo
    .Axes(xlCategory, xlPrimary).HasTitle = True
    .Axes(xlCategory, xlPrimary).AxisTitle.Characters.Text = "a[mm]"
    .Axes(xlValue, xlPrimary).HasTitle = True
    .Axes(xlValue, xlPrimary).AxisTitle.Characters.Text = "(C/N)^(1/3)[(mm/N)^(1/3)]"
End With
ActiveChart.Axes(xlCategory).Select
With ActiveChart.Axes(xlCategory)
    .MinimumScale = escxmin
End With
' ***** apaga a legenda do grafico
ActiveChart.Legend.Select
Selection.Delete
' ***** coloca o grafico num certo tamanho por escala do anterior
ActiveSheet.ChartObjects(grafico8).Activate
ActiveChart.ChartArea.Select
ActiveSheet.Shapes(grafico8).ScaleWidth esclarg, msoFalse, msoScaleFromTopLeft
ActiveSheet.Shapes(grafico8).ScaleHeight escalt, msoFalse, _
msoScaleFromTopLeft
' **** formatar todo o grafico para letra Arial Normal 8
ActiveChart.ChartArea.Select
Selection.AutoScaleFont = True
With Selection.Font
    .Name = fontenome
    .FontStyle = fonteestilo
    .Size = fontetamanho
    .Strikethrough = False
    .Superscript = False
    .Subscript = False
    .OutlineFont = False
    .Shadow = False
    .Underline = xlUnderlineStyleNone
    .ColorIndex = xlAutomatic
    .Background = xlAutomatic
End With
' ***** retira a cor do fundo do grafico
ActiveChart.PlotArea.Select
With Selection.Border
    .ColorIndex = 16
    .Weight = xlThin
    .LineStyle = xlContinuous
End With
Selection.Interior.ColorIndex = xlNone
' ***** mover o gráfico para o lado do anterior
ActiveChart.ChartArea.Copy
Range("G30").Select
ActiveSheet.Paste
' ***** grafico G1c, a
Charts.Add
ActiveChart.ChartType = xlXYScatterLines
ActiveChart.SetSourceData Source:=Sheets("Folha1").Range("A1:A1"), PlotBy:= _

```

```

xlColumns
ActiveChart.SeriesCollection.NewSeries
serie = 1
ActiveChart.SeriesCollection(serie).XValues = rgx
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Values = rgy
ActiveChart.Location Where:=xlLocationAsObject, Name:="Folha1"
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Name = "PROP"
serie = serie + 1
ActiveChart.SeriesCollection(serie).XValues = rgvisx
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Values = rgvisy
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Name = "VIS"
serie = serie + 1
ActiveChart.SeriesCollection.NewSeries
ActiveChart.SeriesCollection(serie).XValues = rg5x
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Values = rg5y
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Name = "5%"
serie = serie + 1
ActiveChart.SeriesCollection.NewSeries
ActiveChart.SeriesCollection(serie).XValues = rgnlx
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Values = rgnly
ActiveChart.SeriesCollection(serie).Name = "NL"
' ***** coloca titulo e legenda eixos x e y
With ActiveChart
    .HasTitle = True
    .ChartTitle.Characters.Text = titulo
    .Axes(xlCategory, xlPrimary).HasTitle = True
    .Axes(xlCategory, xlPrimary).AxisTitle.Characters.Text = "a[mm]"
    .Axes(xlValue, xlPrimary).HasTitle = True
    .Axes(xlValue, xlPrimary).AxisTitle.Characters.Text = "Glc[N/m]"
End With
ActiveChart.Axes(xlCategory).Select
With ActiveChart.Axes(xlCategory)
    .MinimumScale = escxmin
End With
' ***** apaga a legenda do grafico
'ActiveChart.Legend.Select
'Selection.Delete
' ***** coloca o grafico num certo tamanho por escala do anterior
ActiveSheet.ChartObjects(grafico10).Activate
ActiveChart.ChartArea.Select
ActiveSheet.Shapes(grafico10).ScaleWidth esclarg, msoFalse, msoScaleFromTopLeft
ActiveSheet.Shapes(grafico10).ScaleHeight escalt, msoFalse, _
msoScaleFromTopLeft
' ***** formatar todo o grafico para letra Arial Normal 8
ActiveChart.ChartArea.Select
Selection.AutoScaleFont = True
With Selection.Font
    .Name = fontenome
    .FontStyle = fonteestilo
    .Size = fontetamanho
    .Strikethrough = False
    .Superscript = False
    .Subscript = False
    .OutlineFont = False
    .Shadow = False
    .Underline = xlUnderlineStyleNone
    .ColorIndex = xlAutomatic

```

```

        .Background = xlAutomatic
    End With
    ' ***** retira a cor do fundo do grafico
    ActiveChart.PlotArea.Select
    With Selection.Border
        .ColorIndex = 16
        .Weight = xlThin
        .LineStyle = xlContinuous
    End With
    Selection.Interior.ColorIndex = xlNone
    ' ***** mover o gráfico para o lado do anterior
    ActiveChart.ChartArea.Copy
    Range("M30").Select
    ActiveSheet.Paste
    ' ***** grafico E, a
    Charts.Add
    ActiveChart.ChartType = xlXYScatterLines
    ActiveChart.SetSourceData Source:=Sheets("Folha1").Range("A1:A1"), PlotBy:= _
    xlColumns
    ActiveChart.SeriesCollection.NewSeries
    ActiveChart.SeriesCollection(1).XValues = rex
    ActiveChart.SeriesCollection(1).Values = rey
    ActiveChart.Location Where:=xlLocationAsObject, Name:="Folha1"
    ' ***** coloca titulo e legenda eixos x e y
    With ActiveChart
        .HasTitle = True
        .ChartTitle.Characters.Text = titulo
        .Axes(xlCategory, xlPrimary).HasTitle = True
        .Axes(xlCategory, xlPrimary).AxisTitle.Characters.Text = "a[mm]"
        .Axes(xlValue, xlPrimary).HasTitle = True
        .Axes(xlValue, xlPrimary).AxisTitle.Characters.Text = "E[GPa]"
    End With
    ActiveChart.Axes(xlCategory).Select
    With ActiveChart.Axes(xlCategory)
        .MinimumScale = escxmin
    End With

    ' ***** apaga a legenda do grafico
    ActiveChart.Legend.Select
    Selection.Delete
    ' ***** coloca o grafico num certo tamanho por escala do anterior
    ActiveSheet.ChartObjects(grafico12).Activate
    ActiveChart.ChartArea.Select
    ActiveSheet.Shapes(grafico12).ScaleWidth esclarg, msoFalse, msoScaleFromTopLeft
    ActiveSheet.Shapes(grafico12).ScaleHeight escalt, msoFalse, _
    msoScaleFromTopLeft
    ' **** formatar todo o grafico para letra Arial Normal 8
    ActiveChart.ChartArea.Select
    Selection.AutoScaleFont = True
    With Selection.Font
        .Name = fontenome
        .FontStyle = fonteestilo
        .Size = fontetamanho
        .Strikethrough = False
        .Superscript = False
        .Subscript = False
        .OutlineFont = False
    End With

```

```

.Shadow = False
.Underline = xlUnderlineStyleNone
.ColorIndex = xlAutomatic
.Background = xlAutomatic
End With
' ***** retira a cor do fundo do grafico
ActiveChart.PlotArea.Select
With Selection.Border
    .ColorIndex = 16
    .Weight = xlThin
    .LineStyle = xlContinuous
End With
Selection.Interior.ColorIndex = xlNone
' ***** mover o gráfico para o lado do anterior
ActiveChart.ChartArea.Copy
Range("S30").Select
ActiveSheet.Paste
' ***** apagar os gráficos a mais
ActiveSheet.ChartObjects(grafico8).Activate
ActiveChart.ChartArea.Select
ActiveWindow.Visible = False
Selection.Delete
ActiveSheet.ChartObjects(grafico10).Activate
ActiveChart.ChartArea.Select
ActiveWindow.Visible = False
Selection.Delete
ActiveSheet.ChartObjects(grafico12).Activate
ActiveChart.ChartArea.Select
ActiveWindow.Visible = False
Selection.Delete
'*****
'*** Tratamento do ficheiro "DCB delta e G carbono (ou vidro).xls" *****
'*****
lin = 0
col = 0
' copiar o delta e os G
Range("J4:W6").Select
Selection.Copy
' vê se o ficheiro de dados se refere a carbono (começa por P - ex.:p5a11)
' ou a vidro (começa por V - ex.:v5a11)
cv = Left(ficheiro, 1)
If cv = "P" Or cv = "p" Then
    ' é um ficheiro de dados de carbono
    Workbooks.Open Filename:=directorio + "DCBcarbono_NL3%_v2.xls"
Else
    ' é um ficheiro de dados de vidro
    Workbooks.Open Filename:=directorio + "DCBvidro_NL3%_v1.xls"
End If
' resultados vão para zona de transferencia a apagar no final
Sheets("Folha1").Select
Range("A30").Select
ActiveSheet.Paste
' localizar a orientação (i)
i = 1
Do While Cells(lin + 2, i) <> orientacao
    If i = 600 Then
        Cells(29, 15) = "Erro! Não foi encontrada a orientação"
    
```

```

    GoTo 210
  End If
  i = i + 1
Loop
' localizar a linha a escrever (j)
j = lin + 3
Do While Cells(j, i) <> ""
  j = j + 1
Loop
' acrescentar uma linha e copiar delta e os G
' presume que pelo menos a 1ª linha já existe (foi escrita manualmente)
' mais uma linha
Cells(j, i) = Cells(j - 1, i)
' nome do ficheiro
Cells(j, i + 1) = titulo
' p5% filme
Cells(j, i + 2) = Cells(lin + 30, col + 1)
' d5% filme
Cells(j, i + 3) = Cells(lin + 30, col + 2)
' p5% pré-fenda
Cells(j, i + 4) = Cells(lin + 31, col + 1)
' d5% pré-fenda
Cells(j, i + 5) = Cells(lin + 31, col + 2)
' pNL filme
Cells(j, i + 6) = Cells(lin + 30, col + 3)
' dNL filme
Cells(j, i + 7) = Cells(lin + 30, col + 4)
' pNL pré-fenda
Cells(j, i + 8) = Cells(lin + 31, col + 3)
' dNL pré-fenda
Cells(j, i + 9) = Cells(lin + 31, col + 4)
' m filme
Cells(j, i + 10) = 1 / Cells(lin + 30, col + 6)
' m pré-fenda
Cells(j, i + 11) = 1 / Cells(lin + 31, col + 6)
' delta
Cells(j, i + 12) = Abs(Cells(lin + 30, col + 8))
' Gi-vis filme
Cells(j, i + 13) = Cells(lin + 30, col + 9)
' Gi-vis pré-fenda
Cells(j, i + 14) = Cells(lin + 31, col + 9)
' Gi-5% filme
Cells(j, i + 15) = Cells(lin + 30, col + 10)
' Gi-5% pré-fenda
Cells(j, i + 16) = Cells(lin + 31, col + 10)
' Gi-NL filme
Cells(j, i + 17) = Cells(lin + 30, col + 11)
' Gi-NL pré-fenda
Cells(j, i + 18) = Cells(lin + 31, col + 11)
' Gi-maxpropagação
Cells(j, i + 19) = Cells(lin + 32, col + 12)
' E
Cells(j, i + 20) = Cells(lin + 30, col + 14)
' zona de transferencia a apagar no final
Range("A30:G39").Delete
' só para mais facilmente se verificar visualmente o que escreveu
Cells(j, i + 1).Select

```

```
' umfich=1 significa que trata só 1 ficheiro e umfich=0 trata todos
If umfich = 0 Then
  ' grava e fecha o fich. "DCB E e G carbono (ou vidro).xls"
  ActiveWorkbook.Close SaveChanges:=True
  ' fecha o fich. D1.xls sem gravar
  Windows(titulo + "D1.xls").Activate
  ActiveWorkbook.Close SaveChanges:=False 'desactivar esta linha se activar a gravação em baixo
  ' grava e fecha o ficheiro _0
  'ActiveWorkbook.SaveAs Filename:=directorio + _
  "dcb_deltacorr_pmax4_NL3%" + titulo + ".xls" _
  ', FileFormat:=xlNormal, Password:="", WriteResPassword:="", _
  'ReadOnlyRecommended:=False, CreateBackup:=False
  'ActiveWindow.Close
Else
  GoTo 210
End If
'para abrir novo fich DCB
fich = fich + 1
Loop
210 ' fim do programa por erro
End Sub
```

## REFERÊNCIAS

- [Abrate, 1991] Abrate S. Laminated composite materials. Applied Mechanics Reviews, Vol. 44(4), p. 171-190, 1991.
- [AECMA, 1995] European Association of Aerospace Industries. Carbon fibre reinforced plastics - Test method - Determination of interlaminar fracture toughness energy - Mode II Giic(prEN6034), 1995.
- [Airbus] <http://www.airbus.com/en/corporate/innovation.html>.
- [Airbus AITM 1.0010, 1994] Airbus Industrie Test Method. Determination of compression strength after impact, Issue 2, p. 1-11, 1994.
- [Andersons e König, 2004] Andersons J, König M. Dependence of fracture toughness of composite laminates on interface ply orientations and delamination growth direction. Composites Science and Technology, Vol. 64(13-14), p. 2139-2152, 2004.
- [ASTM D2344-84, 1995] American Society for Testing and Materials. Standard Test Method for Apparent Interlaminar Shear Strength of Parallel Fiber Composites by Short Beam Method, 1995.
- [ASTM D30, 1999] American Society for Testing and Materials. Minutes of Sub-Committee D30.06 on Interlaminar Properties. Report from the Second Round-Robin on the Edge Crack Torsion Test, 1999.
- [ASTM D3039M, 1997] American Society for Testing and Materials. Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 15.03, 2000.
- [ASTM D3518, 1997] American Society for Testing and Materials. Standard test method for in-plane shear response of polymer matrix composite materials by tensile test of a  $\pm 45^\circ$  laminate. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 15.03, p. 151-157, 1997.
- [ASTM D3846, 1998] American Society for Testing and Materials. Standard test method for in-plane shear of reinforced plastics. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 8.02, p. 479-481, 1998.
- [ASTM D5528-94a, 1994] American Society for Testing and Materials. Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 15.03, 1994.

- [ASTM D6671-01, 2000] American Society for Testing and Materials. Standard test method for mixed mode I – Mode II interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber reinforced polymer matrix composites. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 15.03, 1997.
- [Ashbee, 1993] Ashbee KHG. Fundamental Principles of Fiber Reinforced Composites. Technomic Publishing Company, Inc, 1993.
- [Baizeau e outros, 1996] Baizeau R, Davies P, Choqueuse D, Le Bras J. Evaluation of the integrity of composite tubes. In: Carbon, Fukuda, Reifsnider, editors. Progress in durability analysis of composite systems (DURACOSYS 95). Rotterdam: Balkema, p. 231-255, 1996.
- [Baley e outros, 2004] Baley C, Davies P, Grohens Y, Dolto G. Application of Interlaminar Tests to Marine Composites. A Literature Review. Applied Composite Materials, Vol. 11, p. 99-126, 2004.
- [Banks-Sills e outros, 2005] Banks-Sills L, Hershkovitz I, Wawrzynek PA, Eliasi R, Ingraffea AR. Methods for calculating stress intensity factors in anisotropic materials: Part I –  $z = 0$  is a symmetric plane. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 72, p. 2328-2358, 2005.
- [Barrett e Foschi, 1977] Barrett JD, Foschi RO. Mode II Stress Intensity Factors for Cracked Wood Beams. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 9(3), p. 371-378, 1977.
- [Barsoum, 1976] Barsoum RS. On the Use of Isoparametric Finite Elements in Linear Fracture Mechanics. International Journal of Numerical Methods Engineering, Vol. 10(1), p. 25-37, 1976.
- [Bascom e outros, 1980] Bascom WD, Bitner JL, Moulton RJ, Siebert AR. The interlaminar fracture of organic matrix woven reinforced composites. Composites, Vol. 11, p.9-18, 1980.
- [Becht e Gillespie, 1988] Becht G, Gillespie JW. Design and Analysis of the Cracked Rail Shear Specimen for Mode III Interlaminar Fracture. Composite Science and Technology, Vol. 31, p. 143-157, 1988.
- [Benyahia e outros, 2000] Benyahia AA, Benzeggagh ML, Gong XL. Initiation and bifurcation mechanisms of cracks in multi-directional laminates. Composite Science and Technology, Vol. 60, p. 597-604, 2000.
- [Benzeggagh e Kenane, 1996] Benzeggagh ML, Kenane M. Measurement of mixed mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed mode bending apparatus. Composites Science and Technology, Vol. 56, p. 439-449, 1996.
- [Berg e outros, 1972] Berg CA, Tirosh J, Israeli M. Analysis of short beam bending of fiber reinforced composites. Composite Materials: Testing and Design (Second Conference), ASTM STP 497. American Society for Testing and Materials, p. 206-218, 1972.
- [Berry, 1963] Berry JP. Determination of fracture energy by the cleavage technique. Journal of Applied Physics, Vol. 44(1), p. 62-68, 1963.
- [Blackman e outros, 1996] Blackman BRK, Dear JP, Kinloch AJ, MacGillivray H, Wang Y, Williams JG, Yayla P. The Failure of fibre composites and adhesively bonded joints under high rates of test: Part III. Journal of Materials Science, Vol. 31, p. 4467-4477, 1996.
- [Boeing BSS 7260, 1986] Boeing Specification Support Standard. Advanced Composite Compression Tests, 1986.

- [Bradley e Cohen, 1985] Bradley WL, Cohen RN. Matrix deformation and fracture in graphite-reinforced epoxies. ASTM STP 876 (ed Johnston, W.S.), p. 389-410, 1985.
- [Brunner e outros, 1996] Brunner AJ, Flueller P, Davies P, Blackman BRK, Williams JG. Determination of the delamination resistance of fibre-reinforced composites: current scope of test protocols and future potential. In Proceedings of the Seventh European Conference on Composite Materials, Testing and Design, Composites Testing and Standardisation-3, London, Vol. 2, p. 3-8, 1996.
- [BS 4994, 1987] British Standards Institution. Design and Construction of Vessels and Tanks in Reinforced Plastics, 1987.
- [BS 6464, 1984] British Standards Institution. Reinforced Plastics Pipes, Fitting and Joints for Process Plants, 1984.
- [BS EN ISO 14130, 1998] British Standards Institution. Fibre-reinforced Plastic Composites – Determination of Apparent Interlaminar Shear Strength by Short Beam Method, 1998.
- [Callus, 1997] Callus P. Test method for the generation of impact damage in polymer matrix composite materials. Co-operation Research Centre for Advanced Composite Structures – Internal Publication, CRC-ACS-TS-131-002, 1997.
- [Carlsson e Gillespie, 1989] Carlsson LA, Gillespie JW. Mode II Interlaminar Fracture of Composites. Chapter 4 in Application of Fracture Mechanics to Composite Materials, ed, K Friedrich, Elsevier, Vol. 6, p. 113-157, 1989.
- [Carlsson e outros, 1986a] Carlsson LA, Gillespie JW, Pipes RB. On the analysis and design of the end-notched flexure (ENF) specimen for mode II testing. Journal of Composite Materials, Vol. 20, p. 594-605, 1986.
- [Carlsson e outros, 1986b] Carlsson LA, Gillespie JW, Trethwey BR. Mode II interlaminar fracture of graphite/epoxy and graphite/PEEK. Journal of Reinforced Plastics and Composite, Vol. 5, p. 170-187, 1986.
- [Chai, 1984] Chai H. The characterization of mode I delamination failure in non-woven multidirectional laminates. Composites, Vol. 15, p. 277-290, 1984.
- [Chai, 1990] Chai H. Interlaminar shear fracture of laminated composites. International Journal of Fracture, Vol. 43, p. 117-131, 1990.
- [Chan e outros, 1984] Chan LC, Gillham JK, Kinloch AJ, Shaw SJ. Rubber modified epoxies I, cure transitions and morphology. American Chemistry Society, p. 235-260, 1984.
- [Charalambides e outros, 1989] Charalambides PG, Lund J, Evans AG, McMeeking RM. A test specimen for determining the fracture resistance of biomaterial interfaces. Journal of Applied Mechanics, Vol. 56, p. 77-82, 1989.
- [Chen e outros, 1999a] Chen JH, Sernow R, Schulz E, Hinrichsen G. A modification of the mixed-mode bending test apparatus. Composites Part A, Vol. 30, p. 871-877, 1999.
- [Chen e outros, 1999b] Chen J, Crisfield M, Kinloch AJ, Busso EP, Matthews FL, Qiu Y. Predicting progressive delamination of composite material specimens via interface elements. Mechanics of Composite Materials and Structures, Vol. 6, p. 301-317, 1999.

- [Choi e outros, 1999] Choi NS, Kinloch AJ, Williams JG. Delamination fracture of multidirectional carbon-fibre/epoxy composites under mode I, mode II and mixed-mode I/II loading. *Journal of Composite Materials*, Vol. 33, p. 73-100, 1999.
- [Chou, 1993] Chou TW. *Structure and Properties of Composites* Materials Science and Technology. Edited by Cahn RW, Haasen P, Kramer EJ, Vol. 13, 1993.
- [Chou e outros, 1995] Chou I, Kimpara I, Kageyama K, Ohsawa I. Mode I and mode II fracture toughness measured between differently oriented plies in graphite/epoxy composites. *Composite Materials: Fatigue and Fracture*, ASTM STP 1230. Vol. 5, p. 132-151, 1995.
- [Chow e Atluri, 1997] Chow WT, Atluri SN. Stress intensity factors as fracture parameters for delamination crack growth in composite laminates. *Composites*, Vol. 28B, p. 375-384, 1997.
- [Cicci e outros, 1995] Cicci D, Sharif F, Kortschot MT. Data Reduction for the Split Cantilever Beam Mode III Delamination Test. *Proceedings of the ICCM-10*, Whistler BC, Canada, Vol. 1, p. 189-196, 1995.
- [Courtin e outros, 2005] Courtin S, Gardin C, Bézine C, Hamouda HBH. Advantages of the J-integral approach for calculating stress intensity factors when using the commercial finite element software ABAQUS. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 72, p. 2174-2185, 2005.
- [Cowley e Beaumont, 1997] Cowley KD, Beaumont WR. The interlaminar and intralaminar fracture toughness of carbon-fibre/polymer composites: the effects of temperature. *Composites Science and Technology*, Vol. 57, p. 1433-1444, 1997.
- [Crews e Reeder, 1988] Crews JH, Reeder JR. A mixed-mode bending apparatus for delamination testing. *NASA Technical Memorandum 100662*, 1988.
- [Crothers e outros, 1996] Crothers PJ, Kruckenberg T, Herszberg I, Bannister MK. Textile processes for the manufacture of composite materials, In *Proceedings of 6th Australian Aerospace Conference*, p. 531-537, 1996.
- [Daniel e Ishai, 1994] Daniel IM, Ishai O. *Engineering Mechanics of Composite Materials*. Oxford University Press, Inc, 1994.
- [Davidson, 1990] Davidson BD. An analytical investigation of specimens. *Journal of Composite Materials*, Vol. 24, p. 1124-1137, 1990.
- [Davidson e outros, 1995a] Davidson BD, Krüger R, König M. Three dimensional analysis and resulting design recommendations for unidirectional and multidirectional end-notched flexure tests. *Journal of Composite Materials*, Vol. 29, p. 2108-2133, 1995.
- [Davidson e outros, 1995b] Davidson BD, Hu H, Schapery RA. An analytical crack tip element for layered elastic structures. *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 62, p. 294-305, 1995.
- [Davidson e outros, 1995c] Davidson BD, Krüger R, König M. Three-dimensional analysis of center-delaminated unidirectional and multidirectional single-leg bending specimens. *Composite Science and Technology*, Vol. 54, p. 385-394, 1995.

- [Davidson e outros, 1996a] Davidson BD, Krüger R, König M. Effect of stacking sequence on energy release rate distributions in multidirectional DCB and ENF specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 55, p. 557-569, 1996.
- [Davidson e outros, 1996b] Davidson BD, Hu H, Yan H. An efficient procedure for determining mixed-mode energy release rates in practical problems of delamination. *Finite Elements in Analysis and Design*, Vol. 23, p. 193-210, 1996.
- [Davidson e outros, 1997] Davidson BD, Fariello PL, Hudson RC, Sundararaman V. Accuracy assessment of the singular field-based mode mix decomposition procedure for the prediction of delamination. *Composite Materials: Testing and Design, ASTM 1242*, Hooper SJ, Ed., Vol. 13, p. 109-128, 1997.
- [Davidson e outros, 2000a] Davidson BD, Yu L, Hu H. Determination of energy release rate and mode mix in three-dimensional layered structures using plate theory. *International Journal of Fracture*, Vol. 105, p. 81-104, 2000.
- [Davidson e outros, 2000b] Davidson BD, Gharibian SJ, Yu L. Evaluation of energy release rate-based approaches for predicting delamination growth in laminated composites. *International Journal of Fracture*, Vol. 105, p. 343-365, 2000.
- [Davidson e Sundararaman, 1996] Davidson BD, Sundararaman V. A single leg bending test for interfacial fracture toughness determination. *International Journal of Fracture*, Vol. 78, p. 193-210, 1996.
- [Davies, 1993] Davies P. Protocols for interlaminar fracture testing of composites. ESIS-Polymers & Composites Task Group, IFR-EMER, Centre de Brest, 1993.
- [Davies, 1997] Davies P. Influence of ENF Specimen Geometry and Friction on the Mode II Delamination Resistance of Carbon/PEEK. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Vol. 10, p. 353-361, 1997.
- [Davies e outros, 1989] Davies P, Cantwell WJ, Moulin C, Kausch HH. A study of the delamination behaviour of IM6/PEEK composites. *Composite Science and Technology*, Vol. 36, p. 153-166, 1989.
- [Davies e outros, 1990] Davies P, Kausch HH, Williams JG. Round-robin interlaminar fracture testing of carbon-fibre-reinforced epoxy and PEEK composites. *Composite Science and Technology*, Vol. 43, p. 129-136, 1990.
- [Davies e outros, 1992] Davies P, Kausch HH, Williams JG, Kinloch AJ, Charalambides MN, Pavan A, Moore DR, Prediger R, Robinson I, Burgoyne N, Friedrich K, Wittich H, Rebelo CA, Torres Marques A, Ramsteiner F, Melve B, Fischer M, Roux N, Martin D, Czamocki P, Neville D, Verpoest I, Goffaux B, Lee R, Walls K, Trigwell N, Partridge IK, Jaussaud J, Andersen S, Giraud Y, Hale G, McGrath G. Round-Robin interlaminar fracture testing of carbon-fibre-reinforced epoxy and PEEK composites. *Composite Science and Technology*, Vol. 43, p. 129-136, 1992.
- [Davies e outros, 1996] Davies P, Ducept F, Brunner AJ, Blackman B, Morais AB. Development of a standard mode II shear fracture test procedure. In: *Proceedings of the 7th European Conference on Composite Materials (ECCM-7)*, London, Vol. 2, p. 9-18, 1996.

- [Davies e outros, 1998] Davies P, Blackman BRK, Brunner AJ. Standard test methods for delamination resistance of composite materials: current status. *Applied Composite Materials*, Vol. 5, p. 345-364, 1998.
- [Davies e outros, 1999] Davies P, Sims GD, Blackman BRK, Brunner AJ, Kageyama K, Hojo M, Tanaka K, Murri G, Rousseau C, Gieseke B, Martin RH. Comparison of test configurations for determination of mode II interlaminar fracture toughness results from international collaborative test programme. *Plastics, Rubber and Composites*, Vol. 28(9), p. 432-437, 1999.
- [Davies e outros, 2001] Davies P, Blackman, BRK, Brunner AJ. Mode II delamination. In: Moore DR, Pavan A, Williams JG, editors. *Fracture testing methods for polymers, adhesives and composites*.ESIS Publication 28, p. 307-334, 2001.
- [Davies e outros, 2005] Davies P, Casari P, Carlsson LA. Influence of fibre volume fraction on mode II interlaminar fracture toughness of glass/epoxy using the 4ENF specimen. *Composites Science and Technology*, Vol. 65, p. 295-300, 2005.
- [Donaldson, 1988] Donaldson SL. Mode III interlaminar fracture characterization of composite materials. *Composite Science and Technology*, Vol. 32, p. 225-249, 1988.
- [Dransfield e outros, 1998] Dransfield KA, Jain LK, Mai YW. On the effects of stitching in CFRPs-Parts I and II. *Composites Science and Technology*, Vol. 58, p. 815-827; Vol. 58, p. 829-837, 1998.
- [Ducept e outros, 1997] Ducept F, Davies P, Gamby D. An experimental study to validate tests used to determine mixed mode failure criteria of glass/epoxy composites. *Composites Part A*, Vol. 28A, p. 719-729, 1997.
- [Ducept e outros, 1999] Ducept F, Gamby D, Davies P. A mixed-mode failure criterion derived from tests on symmetric and asymmetric specimens. *Composites Science and Technology*, Vol. 59, p. 609-619, 1999.
- [ESIS, 2001] European Structural Integrity Society. *Fracture Mechanics testing methods for polymers, adhesives and composites*.ESIS publication 28. Edited by Moore DR, Pavan A, Williams JG. Elsevier Science Ltd, 2001.
- [Evans e Masters, 1985] Evans RE, Masters JE. A new generation of epoxy composites for primary structural applications. *ASTM Toughened Composite Symposium*, Houston, TX, 1985.
- [Feraboli e Kedward, 2003] Feraboli P, Kedward KT. Four-point bend interlaminar shear testing of uni- and multi-directional carbon/epoxy composite systems. *Composites Part A*, 2003.
- [Frassine e Pavan, 1995] Frassine R, Pavan A. Viscoelastic effects on the interlaminar fracture behaviour of thermoplastic matrix composites: I. Rate and temperature dependence in unidirectional PEI/carbon-fibre laminates. *Composites Science and Technology*, Vol. 54, p. 37-47, 1995.
- [Freitas e outros, 1994] Freitas G, Magee C, Dardzinski P, Fusco T. Fiber insertion process for improved damage tolerance in aircraft laminates. *Journal of Advanced Materials*, Vol. 25(4), p. 36-43, 1994.
- [Friedrich e outros, 1991] Friedrich K, Carlsson LA, Gillespie JW, Karger-Kossis J. Fracture of thermoplastic composite materials. In *Thermoplastic composite materials* (Edited by L.A. Carlsson). Elsevier Science, Amsterdam, 1991.

- [Gere e Timoshenko, 1984] Gere JM, Timoshenko SP. *Mechanics of Materials*, 2<sup>nd</sup> ed. PWS Engineering, 1984.
- [Gillespie e outros, 1987] Gillespie JW, Carlsson LA, Smily AJ. Rate dependent mode I interlaminar crack growth mechanisms in graphite epoxy and graphite/PEEK. *Composite Science and Technology*, Vol. 28, p. 1-15, 1987.
- [Gilwee e Nir, 1983] Gilwee WJ, Nir Z. Toughened reinforced epoxy composites with brominated polymeric additives. US Patent 6-493865, 1983.
- [Greenhalgh e Hiley, 2003] Greenhalgh E, Hiley M. The assessment of novel materials and processes for the impact tolerant design of stiffened composite aerospace structures. *Composites Part A*, Vol. 34, p. 151-161, 2003.
- [Griffin, 1983] Griffin CF. Fuel containment and damage tolerance in large composite primary aircraft structures. NASA-CR-166083, 1983.
- [Habib, 2000] Habib FA. Residual compression strength of composites after impact. Technical report BAE-WSS-RES-SON-FAX-1925, 2000.
- [Habib, 2001] Habib FA. A new method for evaluating the residual compression strength of composites after impact. *Composite Structures*, Vol. 53, p. 309-316, 2001.
- [Hashemi e outros, 1990a] Hashemi S, Kinloch AJ, Williams JG. Mechanics and mechanisms of delamination in a Polyether Sulfone-fibre composite. *Composite Science and Technology*, Vol. 37, p. 429-462, 1990.
- [Hashemi e outros, 1990b] Hashemi S, Kinloch AJ, Williams JG. The analysis of interlaminar fracture in uniaxial fibre-polymer composites. *Proceedings of the Royal Society of London, Series A*, Vol. 427(1872), p. 173-199, 1990.
- [Hashemi e outros, 1990c] Hashemi S, Kinloch AJ, Williams JG. The effects of geometry, rate and temperature on the mode I, mode II and mixed-mode I/II interlaminar fracture of carbon-fibre/poly(ether-ether-ketone) composites. *Journal of Composite Materials*, Vol. 24, p. 918-956, 1990.
- [Hine e outros, 1991] Hine PJ, Brew RA, Duckett RA, Ward IM. Failure mechanisms in carbon fibre reinforced poly(ether-ether-ketone). II: materials variables. *Composite Science and Technology*, Vol. 40, p. 47-67, 1991.
- [Hodgkinson, 2000] *Mechanical Testing of Advanced Fibre Composites*. Edited by Hodgkinson JM. Woodhead publishing ltd, 2000.
- [Hudson e outros, 1998] Hudson RC, Davidson BD, Polaha JJ. Effect of remote ply orientation on the perceived mode I and Mode II toughness of  $\theta/\theta$  and  $\theta/-\theta$  interfaces. *Applied Composite Materials*, Vol. 5, p. 123-138, 1998.
- [Hunston, 1985] Hunston DL. Characterization of interlaminar crack growth in composites with the double cantilever beam specimen in Tough Composite Materials, Recent Developments NASA Langley Research Center Hampton, Virginia (Noyes Publications, NJ, USA), p. 2-13, 1985.

- [Hunston e Bascom, 1983] Hunston DL, Bascom WD. Effects of lay-up temperature and loading rate in DCB tests of interlaminar crack growth. *Composite and Technology Reviews*, Vol. 5, p. 118-119, 1983.
- [Hutchinson e Suo, 1992] Hutchinson JW, Suo Z. Mixed mode cracking in layered materials. *Advances in Applied Mechanics*, Vol. 29, p. 64-122, 1992.
- [Hwang e outros, 2001] Hwang JH, Lee CS, Hwang W. Effect of crack propagation directions on the interlaminar fracture toughness of carbon/epoxy composite materials. *Applied Composite Materials*, Vol. 8, p. 411-433, 2001.
- [Irwin, 1957] Irwin GR. Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack traversing a Plate. *Engineering Journal of Applied Mechanics*, Vol. 24, p. 361-364, 1957.
- [Ishikawa e outros, 1979] Ishikawa H, Kitagawa H, Okamura H. J-integral of a mixed-mode crack and its application. In: *Mechanical behaviour of materials, ICM 3*, Cambridge, England, p. 447-455, 1994.
- [ISO 15024, 2001] International Organization for Standardization. Fibre-reinforced plastic composites: Determination of mode I interlaminar fracture toughness,  $G_{Ic}$ , for unidirectionally reinforced materials, 2001.
- [Jain e Mai, 1997] Jain LK, Mai YW. Recent work on stitching of laminated composites – theoretical analysis and experiments. *Proceedings ICCM-11, Gold Coast, Australia*, Vol. I, p. 25-51, 1997.
- [JIS K 7086, 1993] Japanese Industrial Standard. Testing Methods for Interlaminar Fracture Toughness of Carbon Fibre Reinforced Plastics, 1993.
- [Johnson e Mangalgi, 1985] Johnson WS, Mangalgi PD. Influence of the resin on interlaminar mixed mode fracture. *NASA TM 87571*, 1985.
- [Johnson e Mangalgi, 1987] Johnson WS, Mangalgi PD. Investigation of fiber bridging in double cantilever beam specimens. *Journal of Composites Technology and Research*, Vol. 9, p. 10-13, 1987.
- [Johnston, 1984] Johnston NJ. Synthesis and toughness properties of resins and composites. *NASA CP-2321*, p. 75-95, 1984.
- [Juntti e outros, 1999] Juntti M, Asp LE, Olsson R. Assessment of Evaluation methods for the mixed-mode bending test. *Journal of Composites Technology and Research*, Vol. 21, p. 34-48, 1999.
- [Kageyama e outros, 1991] Kageyama K, Kikuchi M, Yanagisawa. In *Composite materials: fatigue and fracture*, (ed K O'Brien), STP Series 1110, 210, Philadelphia, PA, ASTM, Vol. 3, 1991.
- [Kageyama e outros, 1999] Kageyama K, Kimpara I, Suzuki T, Ohsawa H, Kanai M, Tsuno H. Effects of test conditions on mode II interlaminar fracture toughness of four-point ENF specimens. *Proceedings of the ICCM-12, Paris*, 1999.
- [Kanninen e Popelar, 1985] Kanninen MF, Popelar CH. *Advanced fracture mechanics*. Oxford University Press, 1985.
- [Kessler e Bledzki, 2000] Kessler A, Bledzki A. Correlation between interphase-relevant tests and the impact-damage resistance of glass/epoxy laminates with different fibre surface treatments. *Composites Science and Technology*, Vol. 60, p. 125-130, 2000.

- [Kim e Mai, 1998] Kim JK, Mai YW. Engineered interfaces in fibre-reinforced composites. Elsevier Science Publishers, Oxford, 1998.
- [Kim e Mayer, 2003] Kim BW, Mayer AH. Influence of fiber direction and mixed-mode ratio on delamination fracture toughness of carbon/epoxy laminates. *Composites Science and Technology*, Vol. 63, p. 695-713, 2003.
- [Kim e outros, 1992] Kim JK, Baillie C, Poh J, Mai YW. Fracture toughness of CFRP with modified epoxy resin matrices. *Composites Science and Technology*, Vol. 43, p. 283-298, 1992.
- [Kim e outros, 1993] Kim JK, Mackay DB, Mai YW. Drop-weight impact damage tolerance of CFRP with rubber modified epoxy matrix. *Composites*, Vol. 24(6), p. 485-494, 1993.
- [Kim e outros, 2004] Kim KY, Ye L, Phoa KM. Interlaminar fracture toughness of CF/PEI and GF/PEI composites at elevated temperatures. *Applied Composite Materials*, Vol. 11, p. 173-190, 2004.
- [Kim e Sham, 2000] Kim JK, Sham ML. Impact and delamination failure of woven-fabric composites. *Composites Science and Technology*, Vol. 60, p. 745-761, 2000.
- [Kinloch e outros, 1993] Kinloch AG, Wang Y, Williams JG, Yayla P. The mixed mode delamination of fiber composite materials. *Composites Science and Technology*, Vol. 47(3), p. 225-237, 1993.
- [Kishi e outros, 2004] Kishi H, Huwata M, Matsuda S, Asami T, Murakami A. Damping properties of thermoplastic-elastomer interleaved carbon fiber-reinforced epoxy composites. *Composites Science and Technology*, Vol. 64, p. 2517-2523, 2004.
- [Krueger, 2002] Krueger R. The virtual crack-closure technique: history, approach and applications. ICASE Report 2002-10. NASA/CR-2002-211628, 2002.
- [Lee, 1993] Lee SM. An Edge Crack Torsion Method for Mode III Delamination Fracture Testing. *Journal of Composites Technology and Research*, Vol. 15(3), p. 193-201, 1993.
- [Li e outros, 1997] Li J, Lee SM, Lee EW, O'Brien TK. Evaluation of the edge crack torsion (ECT) test for mode III interlaminar fracture toughness of laminated composites. *Journal of Composites Technology and Research*, Vol. 19(3), p. 174-183, 1997.
- [Li e outros, 2004] Li X, Carlsson LA, Davies P. Influence of fiber volume fraction on mode III interlaminar fracture toughness of glass/epoxy composites. *Composites Science and Technology*, Vol. 64, p. 1279-1286, 2004.
- [Liao e Sun, 1996] Liao WC, Sun CT. The Determination of Mode III Fracture Toughness in Thick Composite Laminates. *Composites Science and Technology*, Vol. 56, p. 489-499, 1996.
- [Martin, 1991] Martin RH. Evaluation of the Split Cantilever Beam for Mode III Interlaminar Delamination Testing. *Composite Materials: Fatigue and Fracture (third volume)*, ASTM STP 1110, TK O'Brien, Ed.. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, p. 243-266, 1991.
- [Martin e Davidson, 1999] Martin RH, Davidson BD. Mode II fracture toughness evaluation using a four point bend end notched flexure test. *Plastics, Rubber Composites*, Vol. 28(8), p. 401-406, 1999.
- [Masters, 1987] Masters JE. Correlation of Impact and Delamination Resistance in Interleafed Laminates. *Proc. ICCM6/ECCM2*, London, Elsevier, Vol. 3, p. 96-107, 1987.

- [Morais, 2003] de Morais AB. Double cantilever beam testing of multidirectional laminates. *Composites Part A*, Vol. 34(12), 1135-1142, 2003.
- [Morais, 2006] de Morais AB. Calculation of stress intensity factors by the force method. *Engineering Fracture Mechanics*, Manuscript Draft Number: EFM-D-05-00112R1, 2006.
- [Morais e outros, 2002a] de Morais AB, Silva JF, Marques AT, de Castro PT. Mode II Interlaminar Fracture of Filament Wound Angle-ply Specimens. *Applied Composite Materials*, Vol. 9, p. 117-129, 2002.
- [Morais e outros, 2002b] de Morais AB, de Moura MF, Marques AT, de Castro PT. Mode-I interlaminar fracture of carbon/epoxy cross-ply composites. *Composites Science and Technology*, Vol. 62, p. 679-686, 2002.
- [Morais e outros, 2003] de Morais AB, de Moura MF, Gonçalves JPM, Camacho PP. Analysis of crack propagation in Double Cantilever Beam tests of multidirectional laminates. *Mechanics of Materials*, Vol. 35, p. 641-652, 2003.
- [Morais e outros, 2004] de Morais AB, Rebelo CC, de Castro PMST, Marques AT, Davies P. Interlaminar fracture studies in Portugal: past, present and future. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 27, p. 767-773, 2004.
- [Morais e Moura, 2005a] A. B. de Morais, M. F. S. F. de Moura. Assessment of initiation criteria used in interlaminar fracture tests of composites. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 72(17), p. 2615-2627, 2005.
- [Morais e Moura, 2005b] A. B. de Morais, M. F. S. F. de Moura. Evaluation of initiation criteria used in interlaminar fracture tests. 4th International Conference on Fracture of Polymers, Composites and Adhesives. 4th ESIS TC4 Conference. Les Diablerets, Switzerland. Delegate Manual, 2005.
- [Morgan e Pruneda, 1985] Morgan RJ, Pruneda CO. Macroscopic and microscopic deformation and failure processes that control composite toughness. *ASTM Toughened Composite Symposium*, Houston, TX, 1985.
- [Mouritz e outros, 1997] Mouritz AP, Leong KM, Herszberg I. A review of the effects of stitching on the inplane mechanical properties of fibre-reinforced polymer composites. *Composites Part A: applied science and manufacturing*, Vol. 28, p. 979-991, 1997.
- [Nairn, 2000] Nairn JA. Energy release rate analysis for adhesive and laminate double cantilever beam specimens emphasizing the effect of residual stresses. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol. 20, p. 59-70, 2000.
- [Narayan e Beuth, 1998] Narayan SH, Beuth JL. Designation of mode mix in orthotropic composite delamination problems. *International Journal of Fracture*, Vol. 90, p. 383-400, 1998.
- [NASA, 1983] National Aeronautics and Space Administration. Standard tests for toughened resin composites: Revised Edition. NASA RP 1092, 1983.
- [Nicholls e Gallagher, 1983] Nicholls DJ, Gallagher PJ. Determination of  $G_{Ic}$  in angle ply composites using a cantilever beam test method. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* Vol. 2, p. 2-17, 1983.

- [O'Brien, 1997] O'Brien TK. Composite interlaminar shear fracture toughness,  $G_{IIc}$ : shear measurement or sheer myth? NASA Technical Memo 110280, 1997.
- [O'Brien, 1998] O'Brien TK. Interlaminar fracture toughness: the long and winding road to standardization. *Composites Part B*, Vol. 29B, p. 57-62, 1998.
- [O'Brien e outros, 1985] O'Brien TK, Johnston NJ, Raju IS, Morris DH, Simonds RA. Comparisons of various configurations of the edge delamination test for interlaminar fracture toughness. NASA TM 86433, 1985.
- [O'Brien e Martin, 1993] O'Brien TK, Martin RH. Round robin testing for mode I interlaminar fracture toughness of composite materials. *Journal of Composites Technology and Research*, Vol. 15(4), p. 269-281, 1993.
- [Ozdil e Carlsson, 1999a] Ozdil F, Carlsson LA. Beam analysis of angle-ply laminate DCB specimens. *Composites Science and Technology*, Vol. 64, p. 305-315, 1999.
- [Ozdil e Carlsson, 1999b] Ozdil F, Carlsson LA. Beam analysis of angle-ply laminate mixed-mode bending specimens. *Composites Science and Technology*, Vol. 59, p. 937-945, 1999.
- [Ozdil e outros, 1998] Ozdil F, Carlsson LA, Davies P. Beam analysis of angle-ply laminate end-notched flexure specimens. *Composites Science and Technology*, Vol. 58, p. 1929-1938, 1998.
- [Partridge e Cartié, 2005] Partridge IK, Cartié DDR. Delamination resistant laminates by Z-Fiber<sup>®</sup> pinning: Part I manufacture and fracture performance. *Composites Part A: applied science and manufacturing*, Vol. 36, p. 55-64, 2005.
- [Polaha e outros, 1996] Polaha JJ, Davidson BD, Hudson RC, Pieracci A. Effects of Mode Ratio, Ply Orientation and Precracking on the Delamination Toughness of a Laminated Composite. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 15(2), p. 141-173, 1996.
- [Prel e outros, 1987] Prel YJ, Davies P, Benzeggagh ML, de Charentenay FX. Mode I and mode II delamination of thermosetting and thermoplastic composites. *ASTM 2nd Symposium on Composite Materials: Fatigue and Fracture*, Cincinnati, OH, April 1987.
- [Qian e Sun, 1997] Qian W, Sun CT. Calculation of stress intensity factors for interlaminar cracks in composite laminates. *Composites Science and Technology*, Vol. 57, p. 637-650, 1997.
- [Raju e Newman, 1977] Raju IS, Newman JC. Three-dimensional finite-element analysis of finite-thickness fracture specimens. NASA Technical Note D-8414, 1977.
- [Raju e outros, 1988] Raju IS, Crews JH, Aminpour MA. Convergence of strain energy release rate components for edge-delaminated composite laminates. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 30, p. 383-396, 1988.
- [Ratcliffe, 2004] Ratcliffe JG. Characterization of the Edge Crack Torsion (ECT) Test for Mode III Fracture Toughness Measurement of Laminated Composites. NASA/TM-2004-213269.
- [Reddy e Miravete, 1995] Practical Analysis of Composite Laminates. CRC Press, Inc. J. N. Reddy, A. Miravete, 1995.
- [Reeder e Crews, 1990] Reeder JR, Crews JH. Mixed-Mode Bending Method for Delamination Testing. Published in *AIAA Journal*, Vol. 28, p. 1270-1276, 1990.

- [Reeder e Crews, 1991] Reeder JR, Crews JH. Non-linear analysis and redesign of the mixed-mode bending delamination test. NASA Tech Memo 102777, 1991.
- [Reeder e Crews, 1992] Reeder JR, Crews JH. Redesign of the mixed-mode bending delamination test reduce non-linear effects. *Journal of Composites Technology and Research*, Vol. 14, p. 12-19, 1992.
- [Reeder, 1992] Reeder JR. An Evaluation of Mixed-Mode Delamination Failure Criteria. NASA Technical Memorandum 104210, 1992.
- [Reeder, 2003] Reeder JR. Refinements to the mixed-mode bending test for delamination toughness. *Journal of Composites Technology and Research*, Vol. 25(4), p. 1-5, 2003.
- [Rice, 1968] Rice JR. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35, p. 379-386, 1968.
- [Rikards, 2000] Rikards R. Interlaminar fracture behaviour of laminated composites. *Computers and Structures*, Vol. 76, p. 11-18, 2000.
- [Robinson e outros, 1995] Robinson P, Javidrad F, Hitchings D. Finite element modelling of delamination growth in the DCB and edge delaminated DCB specimens. *Composite Structures*, Vol. 32, p. 275-285, 1995.
- [Robinson e Song, 1992] Robinson P, Song DQ. A modified DCB specimen for mode I testing of multi-directional laminates. *Journal of Composite Materials*, Vol. 26, p. 1554-1577, 1992.
- [Robinson e Song, 1994] Robinson P, Song DQ. The Development of an Improved Mode III Delamination Test for Composites. *Composites Science and Technology*, Vol. 52, p. 217-233, 1994.
- [Rubbrect e Verpoest, 1992] Rubbrect P, Verpoest I. Impact delamination growth in composite laminates, *Proceedings of ECCM5, Bordeaux*, p. 253-258, 1992.
- [Russell e Street, 1982] Russell AJ, Street KN. Factors Affecting the Interlaminar Fracture Energy of Graphite/Epoxy Laminates. *Proceedings of ICCM-IV, Tokyo*, p. 279-286, 1982.
- [Russell e Street, 1985] Russell AJ, Street KN. Moisture and temperature effects on the mixed mode delamination fracture of unidirectional graphite/epoxy. *ASTM STP 876* (ed Johnson, W. S.), p. 349-370, 1985.
- [Rybicki e Kanninen, 1977] Rybicki EF, Kanninen MF. A finite element calculation of stress intensity factors by a modified crack closure integral. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 9, p. 931-938, 1977.
- [Schön e outros, 2000] Schön J, Nyman T, Blom A, Ansell H. A numerical and experimental investigation of delamination behaviour in the DCB specimen. *Composites Science and Technology*, Vol. 60, p. 173-184, 2000.
- [Schuecker e Bavidson, 2000] Schuecker C, Bavidson BD. Effect of friction on the perceived mode II delamination toughness from three and four-point bend end-notched flexure tests. *Composite Structures: Theory and Practice*, ASTM STP 1383, 2000.
- [Sethuraman e Ilango, 2005] Sethuraman R, Ilango T. Analysis of interacting semi-elliptical surface cracks in finite thickness plates under remote bending load. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 82, p. 528-545, 2005.

- [Sela e Ishai, 1989] Sela N, Ishai O. Interlaminar fracture toughness and toughening of laminated composite materials: a review. *Composites*, Vol. 20, p. 423-435, 1989.
- [Sekine e Kamiya, 1990] Sekine H, Kamiya S. Fiber bridging effect on in-plane-shear mode crack extension resistance of unidirectional fiber-reinforced composites, *Japan Society of Mechanical Engineers International journal, Series 1*, Vol. 33, p. 388-393, 1990.
- [Shi e outros, 1991] Shi YB, Hull D, Price JN. Characterization of Mode II Fracture Toughness of Angled Laminate Interfaces. *Proceedings of the 8th International Conference on Composite Materials (ICCM 8)*, Honolulu, p. 27-N-1-27-N-10, 1991.
- [Shi e outros, 1993] Shi YB, Hull D, Price JN. Mode II fracture of  $+0/-\theta$  angled laminate interfaces. *Composite Science and Technology*, Vol. 47(2), p. 173-184, 1993.
- [Shokrieh e Lessard, 1998] Shokrieh MM, Lessard LB. An Assessment of the Double-Notch Shear Test for Interlaminar Shear Characterization of a Unidirectional Graphite/Epoxy under Static and Fatigue Loading. *Applied Composite Materials*, Vol. 5, p. 49-64, 1998.
- [Sideridis e Papadopoulos, 2004] Sideridis E, Papadopoulos GA. Short-beam and three-point-bending tests for the study of shear and flexural properties in unidirectional-fiber-reinforced epoxy composites. *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 93, p. 63-74, 2004.
- [Sjögren e Berglund, 2000] Sjögren BA, Berglund LA. The effects of matrix and interface on damage in GRP cross-ply laminates. *Composites Science and Technology*, Vol. 60, p. 9-21, 2000.
- [Smith e Raju, 1998] Smith SA, Raju IS. Evaluation of Stress-Intensity Factors Using General Finite-Element Models. *Fatigue and Fracture Mechanics: 29<sup>th</sup> Volume*, ASTM STP 1321, T.L. Panontin and S.D. Sheppard, Eds., 1998.
- [Sohn e Hu, 1994] Sohn MS, Hu XZ. Mode II delamination toughness of carbon-fibre/epoxy composites with chopped Kevlar fibre reinforcement. *Composites Science and Technology*, Vol. 52(3), p. 439-448, 1994.
- [Suemasu, 1999] Suemasu H. An experimental method to measure the mode-III interlaminar fracture toughness of composite laminates. *Composites Science and Technology*, Vol. 59, p. 1015-1021, 1999.
- [Sun e Li, 1988] Sun CT, Li S. Three-dimensional effective elastic constants for thick laminates. *Journal of Composite Materials*, Vol. 22, p. 629-639, 1988.
- [Sun e Zheng, 1996] Sun CT, Zheng S. Delamination characteristics of double-cantilever beam and end-notched flexure composite specimens. *Composites Science and Technology*, Vol. 56, p. 451-459, 1996.
- [Sundaraman e Davidson, 1995] Sundaraman V, Davidson BD. New test methods for determining fracture toughness as a function of mode mix for bimaterial interfaces. *ASME 1995;EEP-11/MD-64*, p. 141-154, 1995.
- [Sundaraman e Davidson, 1997] Sundaraman V, Davidson BD. An unsymmetric double cantilever beam test for interfacial fracture toughness determination. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 34(7), p. 799-817, 1997.

- [Tanaka e outros, 1995] Tanaka K, Kageyama K, Hojo M. Prestandardization study on mode II interlaminar fracture toughness test for CFRP in Japan. *Composites*, Vol. 26(4), p. 247-267, 1995.
- [Tao e Sun, 1998] Tao JX, Sun CT. Influence of Ply Orientation on Delamination in Composite Laminates. *Journal of Composite Materials*, Vol. 32, p. 1933-1947, 1998.
- [Tracy e outros, 2003] Tracy GD, Feraboli P, Kedward KT. A new mixed mode test for carbon/epoxy composite systems. *Composites Part A*, Vol. 34, p. 1125-1131, 2003.
- [Tsai e Chen, 2005] Tsai GC, Chen JW. Effects of stitching on mode I strain energy release rate. *Composite Structures*, Vol. 69, p. 1-9, 2005.
- [Vanderkley, 1981] Vanderkley PS. Mode I – Mode II Delamination Fracture Toughness of a Unidirectional Graphite/Epoxy Composite. Master's thesis, Texas A&M University, 1981.
- [Vinciguerra e Davidson, 2002] Vinciguerra AJ, Davidson BD. Effect of crack length measurement technique and data reduction procedures on the perceived toughness from four-point bend end-notched flexure tests. *Proceedings of 17<sup>th</sup> Annual American Society for Composites Technical Conference*, CRC Press, 2002.
- [Wang e outros, 1980] Wang SS, Yau JF, Corten HT. A mixed-mode crack analysis of rectilinear anisotropic solids using conservation laws of elasticity. *International Journal of Fracture*, Vol. 16, p. 247-259, 1980.
- [Wang e Qiao, 2004] Wang J, Qiao P. Novel beam analysis of end notched flexure specimen for mode II fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 71, p. 219-231, 2004.
- [Wang e Williams, 1992] Wang Y, Williams JG. Correction for mode II fracture toughness specimens of composite materials. *Composites Science and Technology*, Vol. 43, p. 251-256, 1992.
- [Whitcomb, 1984] Whitcomb JD. Analysis of Instability-Related Growth of a Through-Width Delamination. NASA TM 86301, 1984.
- [Whitney e Browning, 1985] Whitney JM, Browning CE. On short-beam shear tests for composite materials. *Experimental Mechanics*, Vol. 25, p. 294-300, 1985.
- [Williams, 1988] Williams JG. On calculation of the energy release rate for cracked laminates. *International Journal of Fracture*, Vol. 36, p. 101-119, 1988.
- [Williams, 1989] Williams JG. End corrections for orthotropic DCB specimens. *Composites Science and Technology*, Vol. 35, p. 367-376, 1989.
- [Williams e outros, 1995] Williams JG, Davies P, Brunner AJ. Standard tests for the toughness of composite laminates – some bones of contention. *Proceedings of ICCM-10*, Whistler, B.C., Canada, 1995.
- [Wilkins e outros, 1982] Wilkins DJ, Eisenmann JR, Chamin RA, Margolis WS, Benson RA. Characterizing delamination growth in graphite epoxy “Damage in Composite Materials”. ASTM STP 775 (ed Reifsnider, K. L.), p. 168-183, 1982.
- [Wu e Reuter, 1965] Wu EM, Reuter RC. Crack extension in fiberglass reinforced plastics. T & M Report, University of Illinois, Vol. 275, 1965.

- 
- [Yan e outros, 1991] Yan XQ, Du SY, Wang D. An Engineering Method of Determining the Delamination Fracture Toughness of Composite Laminates. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 39, p. 623-627, 1991.
- [Yan e outros, 2002] Yan C, Xiao K, Ye L, Mai YW. Numerical and experimental studies on the fracture behavior of rubber-toughness epoxy in bulk specimen and laminated composites. *Journal of Materials Science*, Vol. 37, p. 921-927, 2002.
- [Yan e outros, 2004] Yan W, Liu HY, Mai YW. Mode II delamination toughness of z-pinned laminates. *Composites Science and Technology*, Vol. 64, p. 1937-1945, 2004.
- [Yau e outros, 1980] Yau JF, Wang SS, Corten HT. A mixed-mode crack analysis of isotropic solids using conservation laws of elasticity. *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 47, p. 335-341, 1980.
- [Yong e outros, 1997] Yong L, Shunling L, Jun X, Jie T. Study on the mode I interlaminar fracture toughness of multi-directional laminates. *Proceedings of ICCM-11, volume II: Fatigue, Fracture and Ceramic Matrix Composites*, Editor: Scott, ML, Australia, p. 431-437, 1997.
- [Yoon e Hong, 1990] Yoon SH, Hong CS. Modified end notched flexure specimen for mixed mode interlaminar fracture in laminated composites. *International Journal of Fracture*, Vol. 43, p. R3-R9, 1990.
- [Xuefeng e outros, 2002] Xuefeng AN, Shuangying JI, Bangming T, Zilong Z, Xiao-Su YI. Toughness improvement of carbon laminates by periodic interleaving thin thermoplastic films. *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 21, p. 1763-1765, 2002.
- [Zhou e He, 1994] Zhou J, He T. On the analysis of the end-notched flexure specimen for measuring the mode II fracture toughness of composite materials. *Composites Science and Technology*, Vol. 50, p. 209-216, 1994.
- [Zhao e Wang, 1998] Zhao D, Wang Y. Mode III fracture behaviour of laminated composite with edge crack in torsion. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 29, p. 109-123, 1998.