

## ANÁLISE DA DELAMINAGEM DE MATERIAIS COMPÓSITOS COM DIFERENTES SEQUÊNCIAS DE EMPILHAMENTO

V. Pereira \* J. Travassos # e M. de Freitas \*

\* CEMUL, Instituto Superior Técnico  
Av. Rovisco Pais, 1096 Lisboa Codex, Portugal

# INDEP, Indústrias e Participações de Defesa, S.A.  
Rua Fernando Palha, 1802 Lisboa Codex, Portugal

**Resumo.** No presente artigo analisa-se experimentalmente a fractura por delaminação em modo I e modo II de materiais de compósitos, usando provetes DCB e ENF. Os materiais compósitos foram fabricados a partir de pré-impregnados de fibra de vidro em matriz epoxídica modificada com as seguintes sequências de empilhamento:  $[0]_n$ ,  $[(0/90)_7/0]_S$ ,  $[(90/0)_7/90]_S$  e  $[(90/0)_{15}]_T$ , originando interfaces na zona de introdução do pré-defeito interlaminar respectivamente de 0/0, 0/0, 90/90 e 0/90. Os resultados mostram que a taxa de libertação de energia crítica  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  é maior nas interfaces 90/90 e 0/90 do que na 0/0, apresentando esta interface valores similares para as duas sequências de empilhamento utilizadas.

**Abstract.** The characterization of the interlaminar fracture of laminated composite material is studied using DCB and ENF specimens, respectively for mode I and mode II. The composite material was processed from prepregs of glass fibre on high performance epoxy resin with four stacking sequences:  $[0]_n$ ,  $[(0/90)_7/0]_S$ ,  $[(90/0)_7/90]_S$  and  $[(90/0)_{15}]_T$ , originating interfaces on the interlaminar pre-defect respectively of 0/0, 0/0, 90/90 and 0/90. The results show a fracture energy,  $G_{Ic}$  and  $G_{IIc}$ , higher for the two last interfaces than for the 0/0 interface. The interface 0/0, presents similar values for both stacking sequences.

### 1. INTRODUÇÃO

O material compósito resulta da associação de materiais com propriedades diferentes, para formar uma estrutura única, podendo esta apresentar características mecânicas superiores às dos seus constituintes quando usados separadamente.

No caso de materiais compósitos obtidos por sequências de empilhamento de lâminas formadas por uma matriz polimérica reforçada por fibras, tem sido referida [1], uma alta sensibilidade à iniciação e propagação de defeitos interlaminares, provocando a degradação prematura por delaminação dos compósitos. Os defeitos podem ser originados por cargas de impacto ou por cargas repetidas (fadiga).

Para analisar estas questões da delaminação em materiais compósitos, através da mecânica da fractura linear elástica, a aplicação do factor de intensidade de tensão  $K$  não se tem mostrado adequada devido a dificuldades em caracterizar o campo de tensões na extremidade da fenda, pelo que é de utilização corrente [2], a abordagem da questão em termos da taxa de libertação de energia por unidade de aumento de fenda,  $G$ , que é matematicamente bem definível, assim como de relativa facilidade de quantificação, por via experimental, para os 3 modos de propagação.

Recentemente têm sido publicados numerosos trabalhos [3,4] sobre o processo de falha por delaminação em modo I e II, para materiais compósitos laminados unidireccionais com variados tipos de fibra (vidro, carbono, etc.) e de matriz (termo-endurecível,

termoplástica). Pouca atenção tem sido dada [5], ao estudo das falhas por delaminação de unidireccionais com empilhamento cruzado, que são, no entanto, muito utilizados industrialmente.

No presente trabalho analisa-se experimentalmente a tenacidade à fractura por delaminação em Modo I e Modo II de materiais compósitos de fibras contínuas de vidro em matrizes epoxídicas modificados, fabricados a partir de pré-impregnados de gramagens diferentes. Estuda-se a influência da espessura em  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  nos compósitos unidireccionais assim como para diferentes seqüências de empilhamento das camadas.

Embora a literatura sobre os ensaios de delaminação em modo I e II seja extensa, ainda não foi possível estabelecer ensaios padrão, existindo no entanto um certo consenso na execução dos referidos ensaios [3-6], que serão adoptados neste estudo.

**2. MATERIAIS UTILIZADOS**

Os provetes utilizados foram retirados de placas de material compósito fabricadas a partir de pré-impregnados unidireccionais de fibra de vidro em resina epoxídica modificada, na gramagem de  $200 \text{ g/m}^2$  e resina R 368, e nas gramagens 350 e  $450 \text{ g/m}^2$  com resina R365, fornecidos pela STRUCTIL (França) e processados em prensa de acordo com o diagrama de cura aconselhado pelo fabricante.

A percentagem volúmica de fibra obtida foi de  $50\% \pm 2\%$ , com uma porosidade média de 5%, valores obtidos pelas técnicas laboratoriais habituais [2, 7].

Fabricaram-se placas de empilhamento unidireccional nas espessuras de 2 a 7 mm, utilizando todas as gramagens disponíveis e placas de empilhamento cruzado na gramagem de  $200 \text{ g/m}^2$ , respectivamente  $[0_n]$ ,  $[(0/90)_7/0]_S$ ,  $[(90/0)_7/90]_S$  e  $[(90/0)_{15}]_T$ . No fabrico das placas foram utilizadas folhas de PTFE com  $50 \mu\text{m}$  de espessura, para introduzir um pré-defeito planar no plano médio, de acordo com o esquema representado na figura 1, de modo a obter em cada placa provetes para modo I e modo II. Atendendo a que o pré-defeito planar era introduzido a meia espessura da placa, como mostra a figura 2, a interface obtida na extremidade do defeito era 0/0, 0/0, 90/90 e 0/90, respectivamente para as placas  $[0_n]$ ,  $[(0/90)_7/0]_S$ ,  $[(90/0)_7/90]_S$  e  $[(90/0)_{15}]_T$ .

**3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL**

**Modo I**

Foram utilizados provetes de geometria DCB (Double Cantilever Beam) para determinação dos valores de  $G_{Ic}$ ,

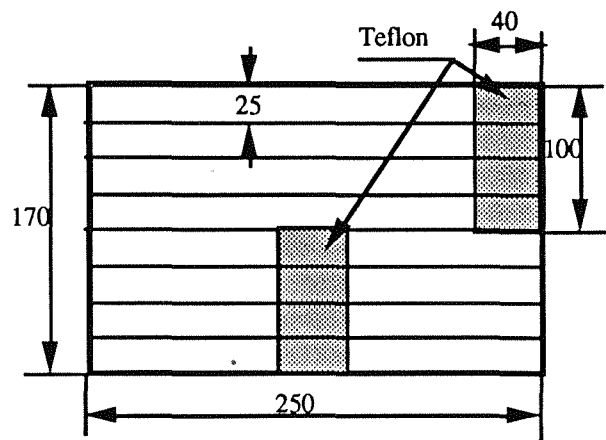


Figura 1 - Geometria e dimensões da placa para os provetes DCB e ENF

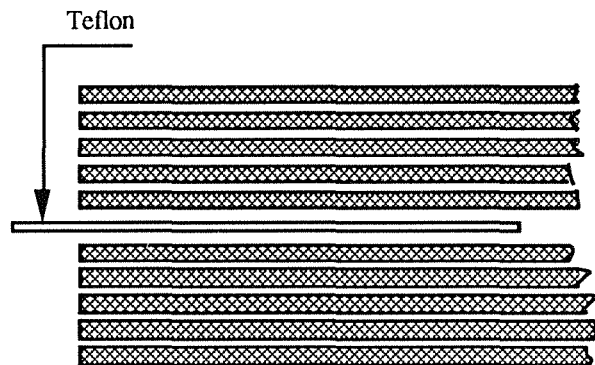


Figura 2 - Localização do pré-defeito na placa

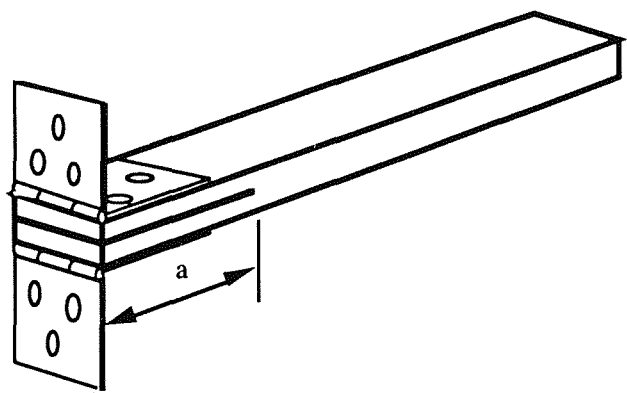


Figura 3 - Geometria do provete DCB para modo I

nos quais foram coladas duas dobradiças na extremidade da pré-fenda do provete, como representado na figura 3.

Durante o ensaio, efectuado a uma velocidade de deslocamento constante de 2 mm/minuto, eram efectuados incrementos do comprimento da fenda,  $a$ , de 10 a 15 mm, aproximadamente, sendo registadas as curvas carga ( $P$ )-deslocamento ( $\delta$ ) para cada incremento. Os ensaios eram efectuados a partir da pré-fenda inicial, embora se rejeitasse o primeiro par de valores ( $P$ ,  $\delta$ ) pois corresponde a uma parte do provete demasiado rica em resina e com uma frente de fenda arredondada. O segundo incremento de fenda era obtido portanto, já com uma fenda aberta em modo I, análoga às propagações subsequentes.

#### Modo II

Para a determinação de valores de  $G_{IIc}$ , utilizaram-se provetes de geometria ENF (End Notched Flexural) representado esquematicamente na figura 4, e um dispositivo de flexão em 3 pontos. Os ensaios foram efectuados a uma velocidade de deslocamento constante de 1 mm/minuto, a partir de uma pré-fenda originada por um ensaio de fadiga em modo II de carregamento. Eram registados os valores de carga-deslocamento até à propagação instável da fenda.

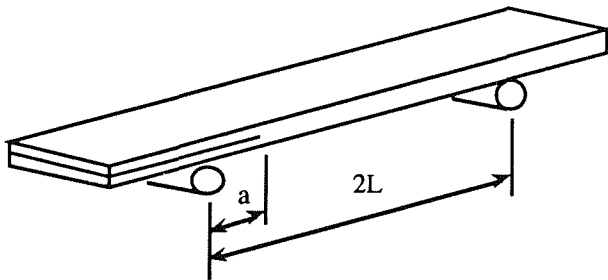


Figura 4 - Geometria do provete ENF para modo II

## 4. ANÁLISE DE RESULTADOS

#### Modo I

O ensaio fornece grupos de valores  $P$ ,  $\delta$  e  $a$ , que são processados de forma a obter um valor de  $G_{Ic}$ , taxa de libertação de energia com o aumento de comprimento de fenda. A análise de dados pode ser feita por três métodos, em que qualquer dos métodos recorre à determinação da "compliance" diferindo apenas no modo de a determinar.

#### a) Teoria de vigas

É utilizada a expressão [8]

$$G = \frac{3 P \delta}{4 b a} \quad (1)$$

em que  $2b$  é a largura do provete. Esta expressão resulta do cálculo da "compliance" do provete pela teoria de vigas, através da consideração do DCB como rigidamente encastrado na extremidade que não tem o defeito e considerando apenas pequenos deslocamentos.

#### b) Método da determinação experimental da "compliance" pelo método de Berry

Utilizou-se a expressão [8, 9]

$$G = \frac{n P \delta}{4 b a} \quad (2)$$

em que  $n$  resulta da generalização empírica da expressão da "compliance",  $C$

$$C = \frac{\delta}{P} = R a^n \quad (3)$$

sendo  $n$ , e  $R$ , constantes determinadas experimentalmente.

#### c) Solução pela teoria de vigas modificadas

A modificação consiste numa melhor adaptação do modelo à realidade, pelos seguintes factos:

- para grandes deformações, o comprimento real da fenda é mais curto que o obtido pelo procedimento normal, o que se agudiza se forem usados perfis em "T", como é frequente, devido ao momento flector parasita que provocam e que se traduz por uma falsa (superior) rigidez;

- a dupla viga encastrada (DCB), não é de facto, rigidamente encastrada; o modelo mais real consiste em considerar o DCB encastrado numa base elástica, havendo rotação e deformação por tensões de corte na zona encastrada.

Para obstar ao referido no primeiro ponto, é aplicado um factor de correcção  $F$ . Por outro lado, o segundo ponto referido é corrigido pela introdução dos factores  $N$  e  $\chi$ , considerando a fenda com um comprimento  $(a + \chi h)$  em que  $2h$  é a espessura..

A equação final para correcção da teoria clássica de vigas virá então [3, 4, 10]

$$G = \frac{F}{N} \frac{3 P \delta}{4 b (a + \chi h)} \quad (4)$$

O cálculo do factor de correcção  $\chi$ , é feito através da representação de  $(C/N)^{1/3}$  em função de  $a$ , em que a intersecção para  $a=0$  dá o valor de  $\chi$ . Alguns autores [6]

aconselham o uso, para materiais ortotrópicos, de um valor aproximado de  $\chi = 3$  como único factor de correcção, vindo então uma expressão mais simplificada

$$G = \frac{3 P \delta}{4 b (a + \Delta)} \tag{5}$$

em que  $\Delta = 3 h$ .

Ainda é possível utilizar esta última expressão, mas calculando o valor da correcção  $\Delta$  ao comprimento de fenda, através da representação de  $C^{1/3}$  em função de  $a$ , e calculando, por regressão linear, o valor de  $a$  correspondente a  $C = 0$ .

Modo II

Foi apenas utilizada uma expressão que resulta de uma análise de geometria ENF pela teoria de vigas [8]

$$G_{II} = \frac{9 a^2 P \delta}{4 b (2 L^3 + 3 a^3)} \tag{6}$$

em que  $2L$  é a distância entre os apoios do provete. Embora seja possível, também aqui, usar factores de correcção, o mais comum é usar-se a expressão referida.

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Os resultados dos ensaios de fractura interlaminar em modo I, analisados pelas 3 teorias mencionadas, conduzem a sucessivos valores de  $G$  para cada incremento do comprimento de fenda. Teremos, portanto, um valor inicial de  $(G_I)_{inic}$  e valores de propagação  $(G_I)_{prop}$  com a existência de um eventual máximo  $(G_I)_{prop.máx}$ . O gráfico de  $G$  com o aumento de comprimento de fenda, conhecido como curva de resistência à fractura, curva R, pode então ser obtido.

Um exemplo típico de uma curva de resistência obtida para um provete retirado de um empilhamento unidireccional, com o cálculo de  $G$  efectuado através das teorias anteriormente referidas, encontra-se representado na figura 5. Nos provetes unidireccionais, verifica-se de um modo geral, um aumento da resistência à delaminagem com o aumento do comprimento da fenda, isto é a curva de resistência é ascendente, o que tem sido atribuído, fundamentalmente ao mecanismo conhecido por "fibre bridging" mais ou menos pronunciado dependendo de outro mecanismo conhecido por "nesting" [10, 11].

De um modo geral pode afirmar-se que em todos os casos, os valores mais elevados de  $G_{IR}$ , são os obtidos pela análise através da teoria clássica de vigas. A análise efectuada através das outras duas teorias, apresenta

situações em que por vezes os resultados obtidos através da teoria de vigas modificada apresentam valores de  $G_{IR}$  mais baixos, enquanto noutros casos é a análise efectuada pela calibração experimental da "compliance"

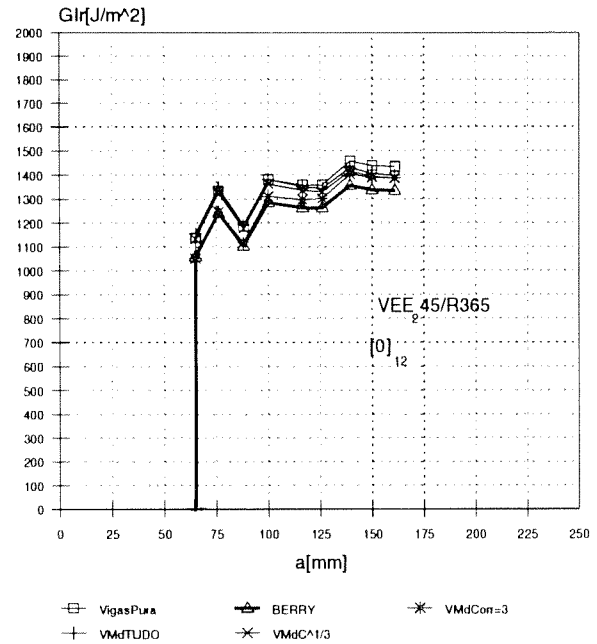


Figura 5 - Curva R obtida para um empilhamento unidireccional, utilizando as diversas teorias existentes

pelo método de Berry que conduz a valores mais baixos. Inclusivamente casos há em que as "curvas R" obtidas pelas duas análises se interceptam, i.é., a valores de  $(G_I)_{inic}$  mais baixos, correspondem valores de  $(G_I)_{prop.máx}$  mais elevados dos que os efectuados pela outra análise. Estes factos estão necessariamente relacionados com os diferentes mecanismos de correcção existentes e que a teoria de vigas modificada pretende relacionar; a nível local por vezes uns mecanismos tem maior influência que outros. Este facto levou, a comparar os resultados para as diferentes sequências de empilhamento utilizando apenas o método da calibração experimental da "compliance" pelo método de Berry.

Em relação aos ensaios de delaminagem em modo II, existe um maior consenso na utilização da formula referida, pelo que foi a única considerada.

A tabela 1 resume todos os resultados obtidos nos ensaios para a determinação da energia de propagação d defeito em modo I e modo II. Apresentam-se os valores médios obtidos com os provetes utilizados (em média quatro provetes para cada tipo de empilhamento e interface) assim como o respectivo desvio padrão.

Os ensaios de  $G_I$  e  $G_{II}$  de provetes unidireccionais ou de empilhamento cruzado com defeito na interface 0/0 mostram que o valor obtido para a energia de delaminação é independente do modo de empilhamento das camadas, dependendo apenas da interface onde se observa o defeito. Em modo I as curvas R são tipicamente ascendentes e com idênticos valores. Em modo II, os valores de  $G_{IIc}$  encontrados são também idênticos. A dispersão dos resultados obtidos está perfeitamente dentro dos parâmetros observados na literatura [6]. Dentro da gama de espessuras ensaiadas não se observou qualquer influência desta nos resultados finais obtidos, tanto para a energia de fractura em modo I como em modo II, como exemplificado na figura 6 para os valores de  $(G_I)_{inic}$ .

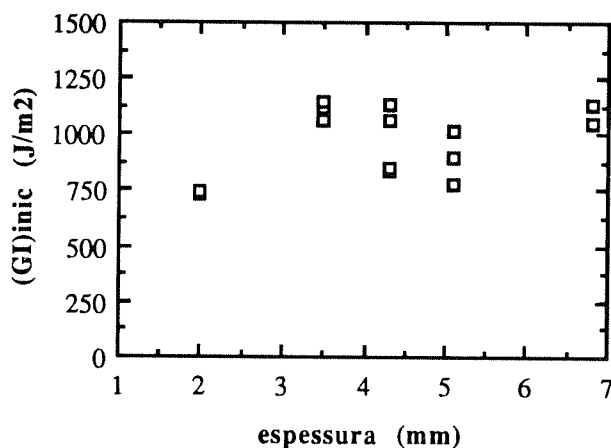


Figura 6 - Influência da espessura nos valores de  $(G_I)_{inic}$  para um empilhamento unidireccional

Esta dispersão aumenta consideravelmente nos valores de  $G_I$  e  $G_{II}$  obtidos com os defeitos nas interfaces 0/90 e 90/90. Em modo I observam-se curvas R ascendentes, como por exemplo a representada na figura 7, análogas às encontradas para a interface 0/0, ou descendentes, representada na figura 8, isto é em que o valor  $(G_I)_{inic}$  é superior aos encontrados na interface 0/0 e a qualquer valor subsequente de  $(G_I)_{prop}$ . Em modo II também se encontram valores de  $(G_{II})_c$  idênticos ou bastante superiores aos obtidos na interface 0/0.

A explicação para este comportamento só pode ser obtida através da análise local dos mecanismos de propagação do defeito. Na realidade devem ser consideradas a existência de duas interfaces: a inicial, provocada pela introdução do pré-defeito, a que chamaremos interface nominal, e aquela que na realidade se verifica durante ou após a propagação do defeito, a que chamaremos interface real.

Verificaram-se três tipos de interface real:

- em alguns provetes a fenda "optava", durante a pré-fissuração (em modo I ou em modo II) por uma propagação em interface 0/0; nestes casos os valores de  $G_I$  e  $G_{II}$  eram análogos aos obtidos nos unidireccionais ou empilhamento cruzado de interface 0/0;
- em outros provetes a fenda "optou" por uma interface 0/90 e neste caso os valores de  $G_I$  e  $G_{II}$  obtidos são nitidamente superiores aos da interface 0/0; este comportamento foi observado quer nos provetes de interface nominal 0/90, quer nos de 90/90;
- finalmente, em alguns provetes a fenda "optou" por soluções de propagação mista 0/0, 0/90 e 90/90, por vezes com duas superfícies de propagação em interfaces laminadas adjacentes, tendo-se obtido os valores mais elevados neste caso; mais uma vez este comportamento verificava-se quer nas interfaces 0/90 como 90/90;
- não foi encontrado um único caso de interface real 90/90 durante toda a propagação.

## CONCLUSÕES

Em face dos resultados apresentados, é possível extrair as seguintes conclusões:

- os materiais compósitos processados com matrizes de resinas epoxídicas modificadas apresentam valores de energia de fractura interlaminar em modo I e em modo II, que se aproximam dos valores obtidos com matrizes termo-plásticas (como por exemplo PEEK).
- nos materiais compósitos de empilhamento unidireccional e dentro da gama de espessuras ensaiadas, não foi encontrada influência da espessura na energia de fractura interlaminar quer em modo I quer em modo II.
- a energia de fractura interlaminar não é influenciada pelo modo de empilhamento utilizado, unidireccional ou cruzado, dependendo unicamente da interface onde se verifica a propagação do defeito.
- a propagação do defeito na interface 0/0 dá-se para valores de energia inferiores aos da interface 0/90 e 90/90; por este motivo, o defeito tem um comportamento em que "opta", sempre que possível, pela propagação na interface 0/0.

## AGRADECIMENTOS

Este trabalho de investigação foi parcialmente financiado pelo Ministério da Defesa Nacional, Projecto I&D Defesa nº 8/90.

	Empilhamento Unidireccional		Empilhamento Cruzado (R368)		
	[0 <sub>n</sub> ] (R365 e R368)	[0 <sub>30</sub> ] (R368)	[(0/90) <sub>7/0</sub> ] <sub>s</sub>	[(90/0) <sub>7/90</sub> ] <sub>s</sub>	[(90/0) <sub>15</sub> ]T
G <sub>I</sub> inic (J/m <sup>2</sup> )	1007 ± 119,6	1090 ± 106,8	976,3 ± 53,5	1517,3 ± 266	1296 ± 307,5
(G <sub>Ic.prop.</sub> )médio (J/m <sup>2</sup> )	1290,8 ± 142,7	1164 ± 26	1053,6 ± 46,8	1219,6 ± 172,8	1052,6 ± 31,3
(G <sub>Ic.prop.</sub> )máx. (J/m <sup>2</sup> )	1471,7 ± 158,2	1259,3 ± 25,3	1141,3 ± 51,4	1546 ± 305	1412 ± 192,3
G <sub>IIc</sub> (J/m <sup>2</sup> )	2126 ± 271	2527 ± 363	2463 ± 406	2735 ± 355	2962,3 ± 750

Tabela 1 - Resultados de ensaios de fractura interlaminar modo I e modo II

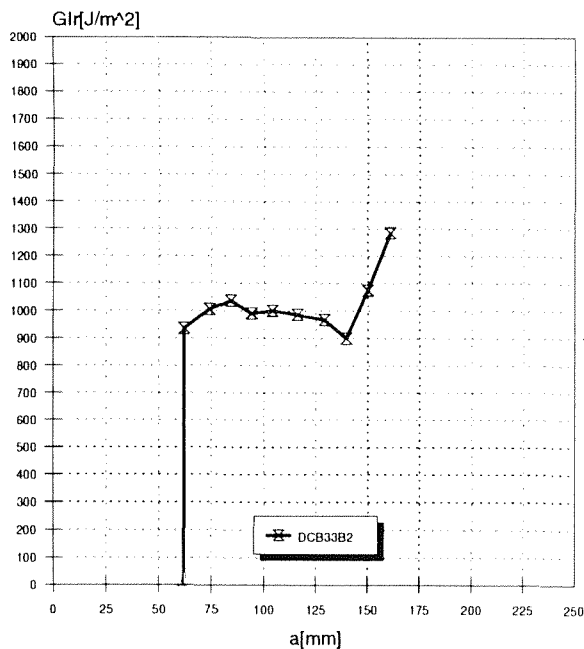


Figura 7 - Curva R ascendente em compósito de empilhamento cruzado e interface 0/90

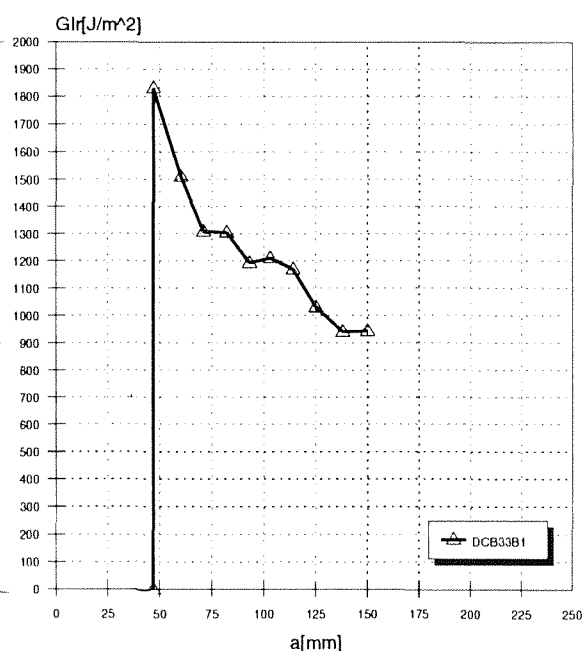


Figura 8 - Curva R descendente em compósito de empilhamento cruzado e interface 0/90

## REFERÊNCIAS

- [1] "Engineered Materials Handbook, Vol. 1, Composites", ASM International, 1989.
- [2] L.A. Carlson, R.B. Pipes, "Experimental Characterization of Advanced Composite Materials", Prentice-Hall, Inc, 1987.
- [3] J.G. Williams, "Large Displacement and End Block Effects in the DCB Interlaminar Test in Modes I and II", Journal of Composite Materials, Vol. 21, 1987.
- [4] S. Hashemi, A.J. Kinlock, J.G. Williams, "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 Composites Materials, Vol. 24, September 1990.
- [5] A. Laksimi, M.L. Benzeggagh, G. Jing, M. Hecini, J.M. Roelandt, "Mode I Interlaminar Fracture of Symmetrical Cross-Ply Composites", Composites Science and Technology, Vol. 41, 1991.
- [6] P. Davies, H.H. Kausch, J.G. Williams, A.J. Kinlock, M.N. Charalambides, A. Pavan, D.R. Moore, R. Prediger, I. Robison, N. Burgoyne, K. Friedrich, H. Wittich, C.A. Rebelo, A. Torres Marques, F. Ramsteiner, B. Melve, M. Fisher, N. Roux, D. Martin, P. Czarnoki, D. Neville, I. Verpoest, B. Goffaux, R. Lee, K. Walls, N. Trigwell, I.K. Partridge, J. Jaussaud, S. Andersen, Y. Giraud, G. Hale, G. McGrath, "Round-Robin Interlaminar Fracture Testing of Carbon-Fibre-Reinforced Epoxy, and Peek Composites", Composites Science and Technology, Vol. 43, 1992.
- [7] J. Travassos e M. de Freitas, "Fabrico e Garantia de Qualidade de Materiais Compósitos de Matriz Polimérica", Resumo das Comunicações apresentadas ao 5º Encontro Nacional da Sociedade Portuguesa de Materiais, Materiais 91, S.P.M., Lisboa.
- [8] N. J. Pagano, "Interlaminar Response of Composite Materials", Elsevier, 1989.
- [9] J.P. Berry, "Determination of Fracture Surface Energies by the Cleavage Technique", Journal of Applied Physics, Vol. 34, nº 1, 1963.
- [10] N. Sela, o. Ishai, L. Banks-Sills, "The Effect of Adhesive Thickness on Interlaminar Fracture Toughness of Interleaved CFRP Specimens", Composites, Vol. 20, nº 3, May 1989.
- [11] W.H. Wang, K.S. Han, "Interlaminar Fracture Behavior and Fiber Bridging of Glass-Epoxy Composite Under Mode I Static and Cyclic Loadings", Journal of Composite Materials, Vol. 21, 1989.