

# TENACIDADE À FRATURA ELASTO-PLÁSTICA DINÂMICA DE LAMINADOS COMPOSTOS AERONÁUTICOS <sup>1</sup>

Maria Cristina Adami Gatti <sup>2</sup>  
Alan Rodrigo Marinho Gualberto <sup>3</sup>  
\*José Ricardo Tarpani <sup>4</sup>

## Resumo

A tenacidade à fratura dinâmica  $J_{id}$  do laminado híbrido metal-fibra Titânio-Grafite (TiGra) foi comparada à de laminados convencionais do sistema carbono-epóxi (C-Ep). O critério  $J_{id}$  foi avaliado a partir de fórmulas tradicionais da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica. Constatou-se que o laminado TiGra possui uma tenacidade à fratura inferior a dos compostos C-Ep com arranjo de fibras na forma de tape. Índices obtidos nos ensaios de impacto mostraram, entretanto, que o potencial de uso do TiGra deve ser justificado não na sua resistência à iniciação de danos, mas sim na resistência à difusão dos mesmos sob cargas dinâmicas, a qual é melhor expressa pela tenacidade à fratura de carga máxima  $J_{md}$ .

**Palavras-chave:** Impacto instrumentado Charpy; Laminado composto aeronáutico; Tenacidade à fratura dinâmica.

## ELASTO-PLASTIC DYNAMIC FRACTURE TOUGHNESS OF AERONAUTICAL COMPOSITE LAMINATES <sup>1</sup>

### Abstract

$J_{id}$  dynamic fracture toughness of Titanium-Graphite (TiGr) hybrid fiber-metal laminate has been compared to conventional carbon-epoxy (C-Ep) laminates.  $J_{id}$  criterion was derived from traditional Elastic-Plastic Fracture Mechanics concepts. It has been found that TiGr laminate exhibits lower fracture toughness than C-Ep composites with tape fiber array. Impact testing results indicated however that the potential of TiGr application must not be justified in terms of its damage initiation resistance but instead in its resistance to damage growth under dynamic loading, which is better expressed by the maximum load fracture toughness  $J_{md}$ .

**Key words:** Aeronautical composite laminate; Dynamic fracture toughness; Instrumented Charpy impact testing.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

<sup>2</sup> Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais pelo Programa Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, Brasil

<sup>3</sup> Mestrando em Engenharia e Ciência dos Materiais pelo Programa Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, Brasil

<sup>4</sup> Professor do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, Brasil, jrpan@sc.usp.br

## 1 INTRODUÇÃO

Materiais de uso aeronáutico constituem uma área de constante inovação tecnológica. O aprimoramento dos materiais já existentes, e a concepção e desenvolvimento de novos materiais, os chamados materiais compostos ou compósitos, são atividades fundamentais para a evolução desta área da mobilidade. Os tradicionais laminados compostos do sistema Carbono-Epóxi (C-Ep), em que fibras de carbono fortalecem uma matriz epoxidilíca, ainda satisfazem os requisitos de projetos de aeronaves subsônicas. Entretanto, aeronaves supersônicas requerem materiais cujas propriedades mecânicas sejam mantidas sob elevadas temperaturas de serviço. A Companhia Aeroespacial Boeing, que juntamente à Agência Aeroespacial Americana (NASA) é responsável pelo projeto HSCT (*High Speed Civil Transport*), desenvolveu o laminado híbrido metal-fibra (LMF) TiGra composto por lâminas de titânio (Ti) e matriz polimérica termoplástica PEEK reforçada com fibras de carbono (ou Grafite), de modo a satisfazer requisitos para aplicações aeronáuticas em temperaturas de até 180°C, tal como esperadas em fuselagens de aeronaves operando a Mach 2,5 (velocidade da ordem de 2,5 vezes a do som<sup>[1]</sup>).

Uma das principais limitações inerentes às estruturas laminares é sua relativamente baixa resistência a impactos transversais, o que pode ter reflexos negativos em seu desempenho sob trincamento dinâmico translaminar. Mudanças bruscas no nível de tensão ou deformação à frente de um defeito tipo-trinca previamente existente em um componente, e.g. como decorrência da aplicação de um choque mecânico mais violento, podem eventualmente induzir ou facilitar sua fratura catastrófica.<sup>[2,3]</sup>

Por intermédio dos conceitos da Mecânica da Fratura, é possível a inferência do grau de segurança que um componente ou estrutura possui contra a ocorrência de fraturas catastróficas em serviço. Em geral, estes conceitos são aplicados para ligas metálicas monolíticas sob uma condição de carregamento monotônico no regime quase-estático.

Um dos parâmetros da Mecânica da Fratura Elásto-Plástica (MFEP) que estima a capacidade do material resistir à fratura sob condições de relativa plasticidade (a rigor, uma não-linearidade entre tensões e deformações) à frente da trinca é a tenacidade à fratura  $J_{ic}$ , que tem suas bases fundadas no conceito da integral-J.<sup>[4]</sup>

É de fundamental importância que o critério de fratura seja validado a fim de se garantir que a zona plasticamente deformada (a rigor, uma zona de deformação não-linear) à ponta da trinca no material, e que engloba a zona de processos de fratura (a vasta maioria deles, inclusive nos materiais compostos, sendo eventos dissipativos e, portanto, não-lineares), deva ser relativamente pequena comparada as dimensões características do corpo-de-prova. Satisfeita esta condição, que se estabelece em princípio sob predominância de deformação-plana à ponta da trinca, assume-se que o valor de tenacidade obtido constitui uma verdadeira propriedade do material ensaiado.

Neste trabalho prospectivo, os conceitos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica tradicional são estendidos ao regime de carregamento dinâmico sob impacto Charpy de materiais compostos<sup>[5,6]</sup> possuindo defeitos translaminares. É realizada uma comparação, numa base de propriedade mecânica absoluta, da tenacidade à fratura  $J_{id}$ , do laminado híbrido metal-fibra Titânio/Grafite (LMF-TiGra) com a de laminados carbono-epóxi (C-Ep), num amplo intervalo de temperaturas e sob diferentes taxas de carregamento.

Subentende-se, neste contexto, que o termo “danos” abrange todos os diversos micromecanismos de fratura operativos nos laminados compostos fibrosos.<sup>[7]</sup>

## 2 MATERIAIS E CORPOS DE PROVA

### 2.1 Laminado Híbrido Metal-Fibra TiGra

Placas do laminado híbrido TiGra foram confeccionadas em laboratório na Universidade de Liverpool-UK. O laminado é constituído por três lâminas de titânio comercialmente puro, cada uma com 0,85 mm de espessura, intercaladas com duas bandas de composto PEEK/C, cada qual com aproximadamente 1,10 mm de espessura e constituída por sete lâminas de fibras unidirecionais fortalecedoras de grafite (ocupando nominalmente 60% em volume do composto) impregnadas com o polímero termoplástico, estas últimas com cerca de 0,14 mm de espessura cada, perfazendo assim um laminado metal-fibra com espessura total próxima de 5 mm. De acordo com a nomenclatura codificada e amplamente estabelecida para os LMF, o TiGra obedece o arranjo 3/2(0°)<sub>7</sub>. A consolidação do produto final foi realizada por compressão a quente em molde fechado, seguida por resfriamento controlado. Fibras de carbono e lâminas de titânio foram dispostas em uma única orientação (0°), de forma a que o entalhe se posicionasse perpendicularmente à direção de máxima resistência mecânica do TiGra.

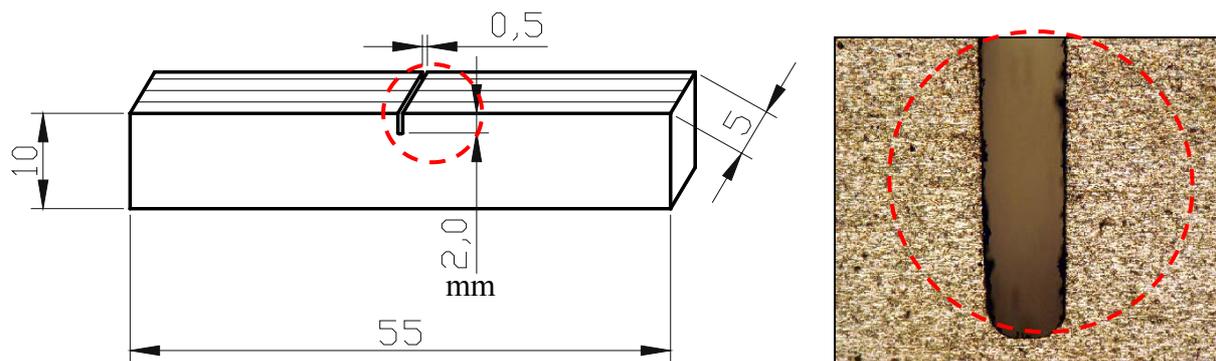
### 2.2 Laminados Carbono-Epóxi

Foram ensaiados quatro laminados compostos do sistema carbono-epóxi supridos pela Embraer S/A.<sup>[8]</sup> Dois laminados exibiam as fibras de carbono na configuração tape, onde vinte e oito camadas superpostas seguiam um arranjo [0/90°]<sub>7S</sub>. Os dois outros laminados exibiam as fibras na configuração tecido, em que catorze lâminas HS8 (*harness satin*) foram montadas segundo um arranjo [0/90°]<sub>14</sub>, de modo a haver a maior simetria e compatibilidade possível com os laminados tape. Em ambos os casos, a espessura final dos laminados foi de 5 mm, identicamente ao TiGra. Duas diferentes classes de resina epóxi foram utilizadas na impregnação das fibras de reforço, curadas a 120°C e 180°C, respectivamente, sendo esta última tenacificada com borracha (*rubber toughened resin*). A nomenclatura adotada para estes materiais foi como segue:

- TP120 = Tape curado a 120°C
- TP180 = Tape curado a 180°C
- TC120 = Tecido curado a 120°C
- TC180 = Tecido curado a 180°C

### 2.3 Corpos de Prova

Os espécimes de TiGra foram extraídos das placas originais por corte com jato d'água, enquanto que, no caso dos laminados C-Ep, os corpos de prova foram providos pela Embraer S/A já nas suas dimensões finais. Os corpos de prova (cdps) ensaiados (Figura 1) possuíam as dimensões nominais de 5x10x55mm<sup>3</sup>. O entalhamento dos mesmos foi realizado com um disco diamantado, de espessura 0,5 mm, sob baixa velocidade de rotação e empregando-se refrigeração aquosa. O posicionamento dos entalhes foi de tal modo a provocar a fratura translaminar dos laminados compostos.



**Figura 1** – Geometria do corpo de prova de impacto Charpy, de acordo com a norma ASTM D5045.<sup>[9]</sup> No detalhe, o acabamento e o raio de curvatura da ponta do entalhe.

### 3 EXPERIMENTAL

#### 3.1 Ensaio de Impacto Charpy Instrumentado

Os ensaios de impacto Charpy instrumentado foram realizados em um sistema Instron-Wolpert® PW30 com fundo de escala máximo de 300 Joules, integrado a um microcomputador que opera com programas computacionais destinados à leitura e tratamento dos dados para interpretação dos resultados finais.

O sistema de impacto abrange a instrumentação do martelo para registro do sinal de carga (P), possibilitando a visualização da variação da carga com o tempo (t). O deslocamento, ou deflexão do espécime na linha de aplicação da carga (s), é monitorado por meio de um transdutor óptico baseado em raios infravermelhos.

Os valores de energia obtidos foram automaticamente corrigidos para as perdas de energia decorrentes da fricção entre o corpo de prova e o suporte, do martelo com o ar, e do lançamento do corpo de prova já fraturado, dentre outras.

As oscilações originais dos sinais de carga foram filtradas para sua eliminação, ou minimização, por intermédio de uma rotina Matlab, via método da Média Móvel.

Os ensaios de impacto Charpy para o LMF-TiGra foram realizados às temperaturas de -196°C, -70°C, 23°C e 180°C, respectivamente, sob duas diferentes velocidades de impacto do martelo no corpo de prova, respectivamente de 2,25 m/s e 5,52 m/s. Já os ensaios dinâmicos dos laminados C-Ep foram realizados apenas às temperaturas de -70°C, 23°C e 100°C, e também sob as velocidades de impacto de 2,25 m/s e 5,52 m/s.

Para cada condição de ensaio foram ensaiados no mínimo três e no máximo quatro espécimes.

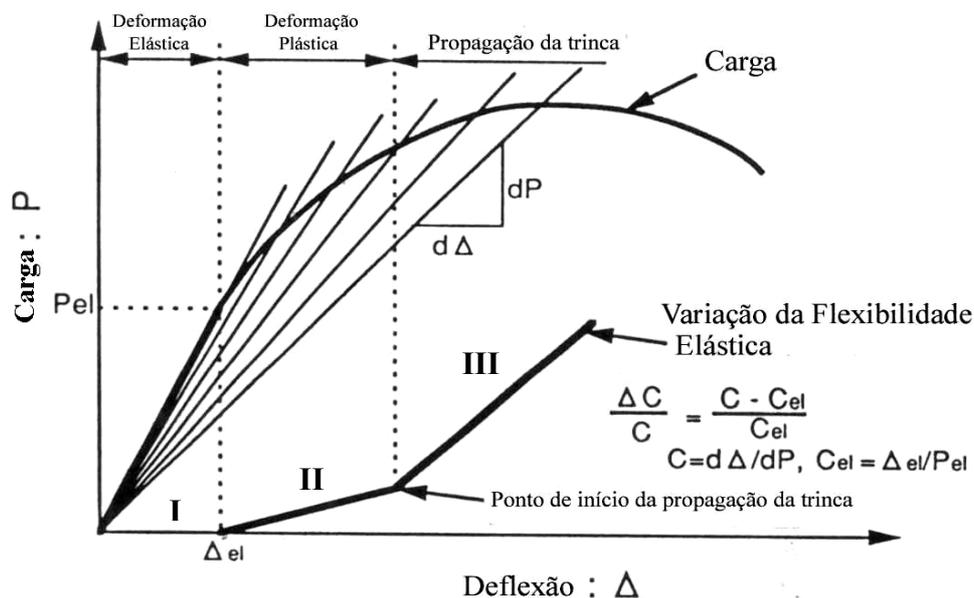
#### 3.2 Determinação do Ponto de Iniciação do Trincamento

Kobayashi et al.<sup>[10,11]</sup> desenvolveram o método da taxa de variação da flexibilidade elástica de um corpo de prova pré-trincado para a determinação do ponto de início de crescimento do defeito pré-existente. Em vista das dificuldades de se monitorarem os eventos de início e crescimento de trincas em experimentos laboratoriais, em especial sob relativamente elevadas taxas de carregamento, o método encontrou especial aceitação nos ensaios dinâmicos, tal como o de impacto Charpy. A expressão básica que fundamenta o método de Kobayashi é dada por:

$$\frac{\Delta C}{C} = \frac{C - C_{el}}{C_{el}} \quad (1)$$

onde:  $\Delta C/C$  = taxa de mudança da flexibilidade elástica do cdp  
 $C$  = secante da flexibilidade (mm/N)  
 $C_{el}$  = flexibilidade elástica (mm/N)

O método consiste em se registrar a carga e o deslocamento, ou deflexão, aplicados ao espécime e determinar o ponto em que ocorre uma súbita alteração da taxa de variação da flexibilidade do corpo de prova, que presumivelmente indica o ponto onde se inicia a propagação da trinca. O princípio que rege esta metodologia é estabelecido com base nas seguintes etapas de deformação do cdp, ilustradas na Figura 2.



- I. Estágio de deformação elástica, onde a flexibilidade elástica é praticamente constante, e a taxa de variação é nula, ou seja,  $\Delta C/C = 0$ ;
- II. Estágio de deformação permanente, quando  $\Delta C/C$  aumenta de modo constante, e a sua taxa de crescimento depende da capacidade do material resistir à deformação imposta;
- III. Iniciado o crescimento da trinca, há um aumento brusco na taxa de variação da flexibilidade  $\Delta C/C$ , quando se observa uma diminuição da área resistente do cdp.

### 3.3 Cálculo da Tenacidade à Fratura Dinâmica na Iniciação de Trincamento, $J_{id}$

A maioria dos pesquisadores [10-15] utilizam a expressão originalmente elaborada por Rice<sup>[4]</sup> sob regime quase-estático para a determinação da tenacidade à fratura sob condições de carregamento dinâmico, tendo-se como referência o ponto de iniciação do trincamento determinado de acordo com o item 3.2. A expressão de  $J_{id}$  proposta pelos pesquisadores, posteriormente corrigida para trincas rasas, [13,14] é a seguinte:

$$J_{id} = 1,46 E_i / B (W - a)$$

(2)

onde:  $E_i$  = termo de absorção de energia de impacto no início do trincamento;

$B$  = a espessura do cdp;

$W$  = é a largura do cdp;

$a$  = comprimento da pré-trinca;

$b = W - a$  = ligamento original do cdp.

### 3.4 Cálculo da Tenacidade à Fratura Dinâmica na Carga Máxima, $J_{md}$

Zhang E Shi<sup>[15]</sup> propuseram uma simplificação do cálculo de da tenacidade à fratura dinâmica dos materiais, assumindo que a trinca inicia seu crescimento na carga máxima suportada pelo corpo de prova. Isto deu origem ao critério  $J_{md}$ , determinado a partir da Eq.2 porém utilizando-se o valor de energia de carga máxima.

### 3.5 Validação dos Valores de Tenacidade

Para se determinar a validade, ou não, dos resultados de tenacidade à fratura elasto-plástica, de forma a que esta possa ser considerada uma propriedade intrínseca do material, a norma ASTM-E1820<sup>[16]</sup> impõe as seguintes condições:

$$a, B, W, b \geq 25 (J_{id} / \sigma_{yd}) \quad (3)$$

$$\sigma_{yd} = 2,85 P_{yd} W / (B.b^2) \quad (4)$$

onde, para um carregamento rápido,  $\sigma_{yd}$  é o limite de escoamento dinâmico,<sup>[17]</sup> e  $P_{yd}$  é a carga de escoamento correspondente.

No presente trabalho, todos os procedimentos analíticos e matemáticos acima descritos, os quais foram originalmente desenvolvidos para ligas metálicas monolíticas, são empregados na caracterização mecânica de laminados compostos fortalecidos com fibras contínuas. Um programa computacional, incluindo as formulações providas nas Eq.1 a 4, foi especificamente elaborado para a tarefa, utilizando-se ferramentas de Matlab, possibilitando assim o polimento das curvas originais P-s, e a imediata geração e validação (ou não) dos resultados de tenacidade J, segundo as duas abordagens em questão, a saber, de iniciação de trincamento,  $J_{id}$ , e de carga máxima,  $J_{md}$ .

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 3 apresenta os gráficos das tenacidades  $J_{id}$  e  $J_{md}$ , assim como da relação  $J_{md} / J_{id}$ , considerando-se as várias temperaturas de ensaio e taxas de carregamento aplicadas nos espécimes.

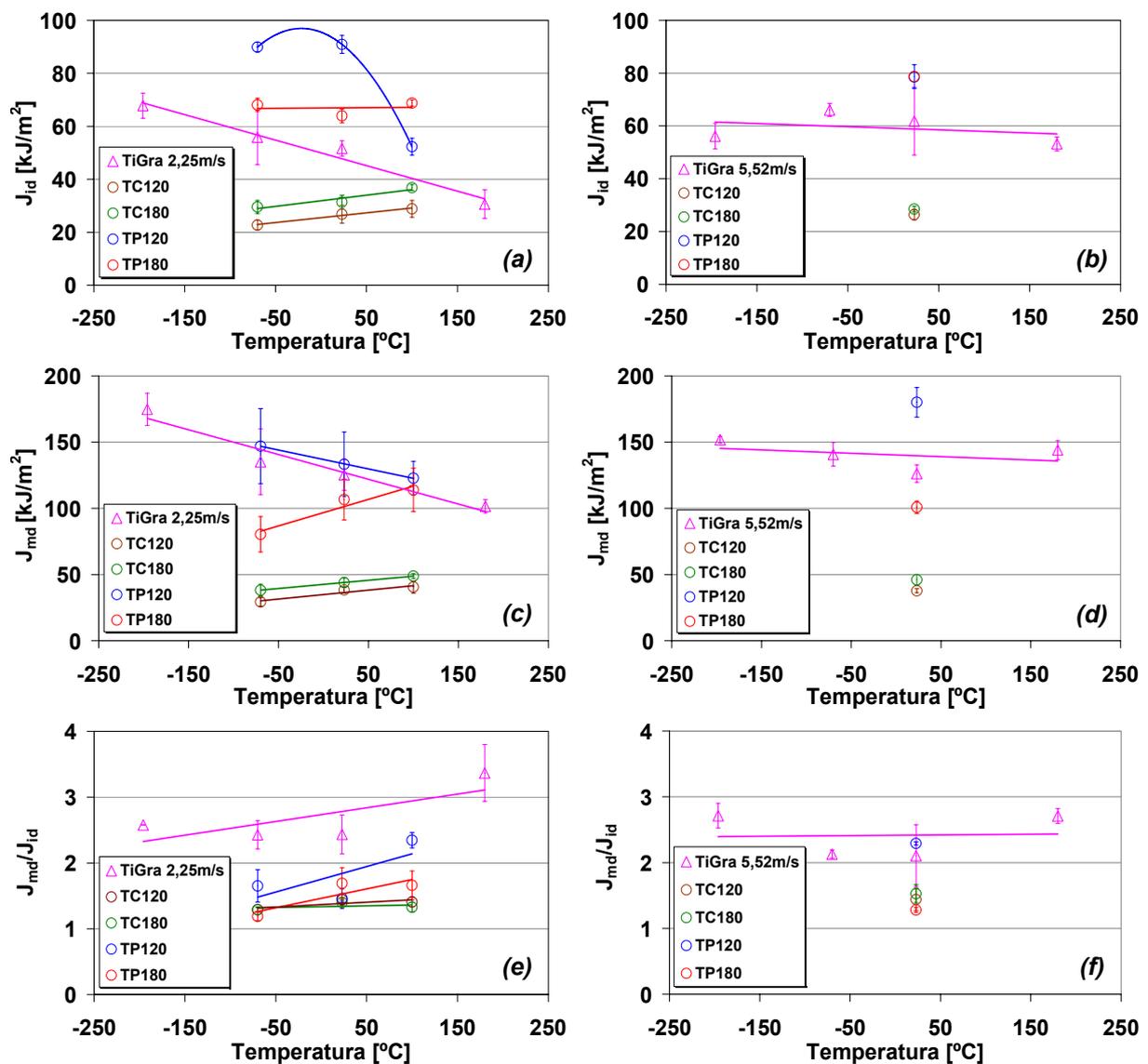
Os valores plotados correspondem à média dos pontos de dados coletados para cada condição de ensaio, com os respectivos desvios-padrão sendo fornecidos na forma de barras verticais.

A partir da análise destes gráficos podem-se chegar às seguintes conclusões, que são separadas em vários tópicos visando simplificar a tarefa do leitor:

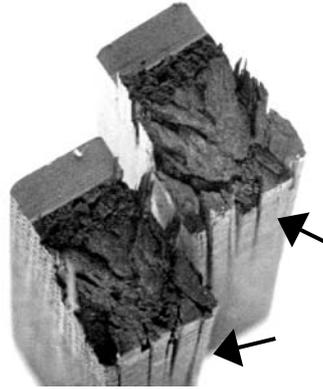
## 4.1 Comportamento Geral

### 4.1.1 $J_{id}$ (Figuras 3a e 3b)

Os laminados C-Ep com arranjo de fibras em tape (TP) apresentam valores de tenacidade substancialmente superiores ao laminado TiGra e este, por sua vez, aos C-Ep com arranjo de fibra tecidas (TC). A superior tenacidade dos C-Ep TP provavelmente se deva ao maior número de interfaces passíveis de delaminação (27 para os TP, contra 13 dos TC e apenas 4 interfaces metal/composto do TiGra), visto este constituir um mecanismo de tenacificação para trincamentos translaminares. Esta hipótese, corroborada pela Figura 4 que mostra o padrão de fratura de um espécime C-Ep TP, implicaria necessariamente na iniciação simultânea das fraturas trans- e interlaminar (i.e., delaminações). Especificamente com relação ao TiGra, contribuem para a tenacidade à fratura, além das delaminações, a reconhecida ductilidade das fases polimérica e metálica que compõem o laminado híbrido.



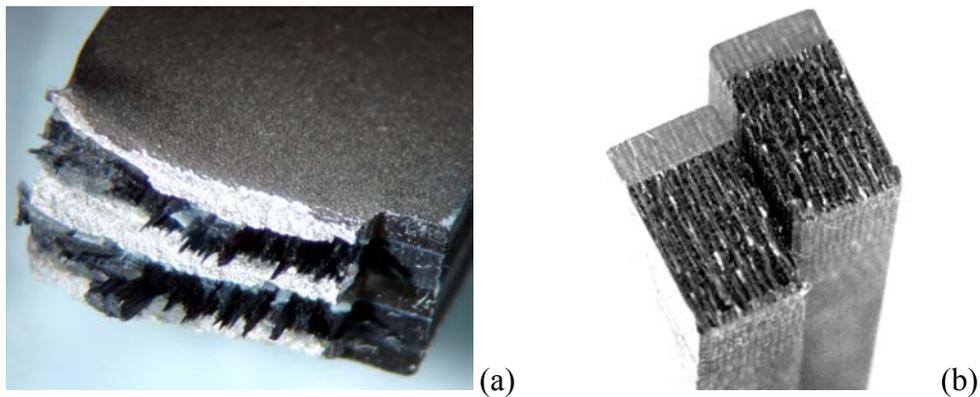
**Figura 3** – Resultados de  $J_{id}$ ,  $J_{md}$ , e da razão  $J_{md}/J_{id}$  sob diferentes velocidades de impacto e temperaturas (a)  $J_{id}$  a 2,25m/s; (b)  $J_{id}$  5,52m/s; (c)  $J_{md}$  2,25m/s; (d)  $J_{md}$  5,52m/s; (e)  $J_{md}/J_{id}$  2,25m/s e (f)  $J_{md}/J_{id}$  5,52m/s. O ajuste de dados visa simplesmente facilitar a interpretação dos resultados.



**Figura 4** – Aspecto de fratura do espécime C-Ep TP120 ensaiado a  $-70^{\circ}\text{C}$ . Delaminações são setadas.

#### 4.1.2 $J_{md}$ (Figuras 3c e 3d)

Os laminados compostos TiGra e TP120 apresentam os maiores valores de  $J_{md}$  quando comparado aos outros laminados do sistema C-EP. De fato,  $J_{md}$  já computa em si uma boa parcela da tenacidade à propagação de danos no material, indicando que ambos o TiGra e o C-Ep TP atingem um estágio de evolução considerável de danos já na carga máxima, enquanto que os C-Ep TC ainda não. O aspecto de fratura mais tenaz (i.e., com maior consumo de energia) do TiGra é mostrado na Figura 5a, enquanto que o de maior fragilidade do C-Ep TC é ilustrado na Figura 5b, corroborando os baixos valores de  $J_{id}$  e  $J_{md}$  deste último material.



**Figura 5** – Aspecto de fratura sob impacto de espécimes TiGra (a), e C-Ep TC (b).

#### 4.1.3 $J_{md} / J_{id}$ (Figuras 3e e 3f)

Obviamente a relação  $J_{md} / J_{id}$  é sempre superior à unidade, visto que a iniciação ocorre invariavelmente antes da carga máxima ser alcançada durante o impacto do cdp. Entretanto, observa-se que o TiGra apresenta uma razão  $J_{md} / J_{id}$  sensivelmente superior a dos laminados C-Ep, denotando assim sua maior capacidade em resistir à difusão de danos, comparativamente à sua habilidade em suportar sua iniciação. Tal fato é especialmente verificado sob a velocidade de  $2,25 \text{ m/s}$ . Isto claramente sinaliza na direção de que o TiGra se enquadraria muito melhor numa filosofia de projeto tolerante à propagação de danos por impacto do que em sua iniciação.

## 4.2 Efeito da Temperatura de Ensaio

### 4.2.1 Taxa de carregamento de 2,25 m/s (Figuras 3a, 3c e 3e)

Observa-se para o LMF-TiGra, bem como para o TP120 um decréscimo das tenacidades  $J_{id}$  e  $J_{md}$  com o aumento da temperatura. Isto indica um enfraquecimento do mecanismo de tenacificação destes materiais em decorrência do seu aquecimento. A Figura 04 fornece indícios de que o mecanismo de tenacificação afetado é o de delaminação. A baixas temperaturas (-70°C no caso da Fig.04), pode-se hipotetizar que tensões residuais substanciais surjam entre lâminas individuais justapostas e que possuam diferentes orientações de fibra entre si. Tais tensões interlaminares resultariam de variações dimensionais diferenciais de origem térmica, e favoreceriam a delaminação. Este favorecimento (gerando tenacificação do material) seria muito provavelmente suprimido à medida em que a temperatura é incrementada. O mesmo pode estar ocorrendo para o TiGra. Visto que todas as fibras de fortalecimento de carbono estão orientadas em uma única direção no laminado, diferenças entre variações dimensionais térmicas surgiriam nas interfaces metal/composto. Avaliações mais criteriosas deverão ser conduzidas para confirmar, ou não, tal hipótese. Por outro lado, a presença de uma resina tenacificada com borracha no laminado TP180, assim como a existência de interfaces em menor número nos TC, provavelmente inibam naturalmente o desenvolvimento de delaminações nestes materiais, de sorte que sua tenacidade não seria controlada por este mecanismo, incrementando à medida em que estes materiais são aquecidos. Verifica-se que todos os laminados exibem, em maior ou maior extensão, uma tendência global de acréscimo da razão  $J_{md}/J_{id}$  com o aumento da temperatura. Em princípio, isto sinaliza o favorecimento do estágio de propagação de danos às expensas da iniciação à medida que os materiais são aquecidos.

### 4.2.2 Taxa de carregamento de 5,52 m/s (Figuras 3b, 3d e 3f)

Neste quesito, o laminado TiGra pode ser considerado praticamente insensível à variação da temperatura dentro da faixa de temperaturas prevista para operação em serviço. O TiGra concorre diretamente com os laminados TP à temperatura ambiente, sendo superado pelo TP120 em ambos os quesitos  $J_{id}$  e  $J_{md}$ . Os dados coletados não permitem nenhuma especulação quanto à razão  $J_{md}/J_{id}$ , embora, no caso do TiGra, uma tendência ao aumento desta relação com a temperatura, excetuando-se a temperatura mais baixa de ensaio, possa ser vislumbrada.

## 4.3 Efeito da Taxa de Carregamento

### 4.3.1 $J_{id}$ (Figuras 3a e 3b)

É notável o efeito benéfico do aumento da taxa de carregamento na tenacidade à fratura  $J_{id}$  do TiGra. Tal comportamento é típico dos materiais metálicos de natureza dúctil, cujo processo de fratura é controlado por deformação. Este fato é concordante à presença extensiva do titânio (55% em massa), bem como do polímero termoplástico PEEK (20% em massa) na composição do híbrido metal-fibra. Verifica-se também que o efeito da resina epóxi nos laminados C-Ep é bem mais significativo para os TP do que para os TC. Neste sentido, a resina não-tenacificada curada a 120°C parece afetar negativamente o desempenho dos TP, enquanto que a tenacificada com borracha, curada a 180°C é mais benéfica a este arranjo geométrico de fibras. Os C-Ep TC são praticamente insensíveis, em termos

de valores absolutos da propriedade avaliada, à variação na taxa de deformação imposta no ensaio de impacto.

#### 4.3.2 $J_{md}$ (Figuras 3c e 3d)

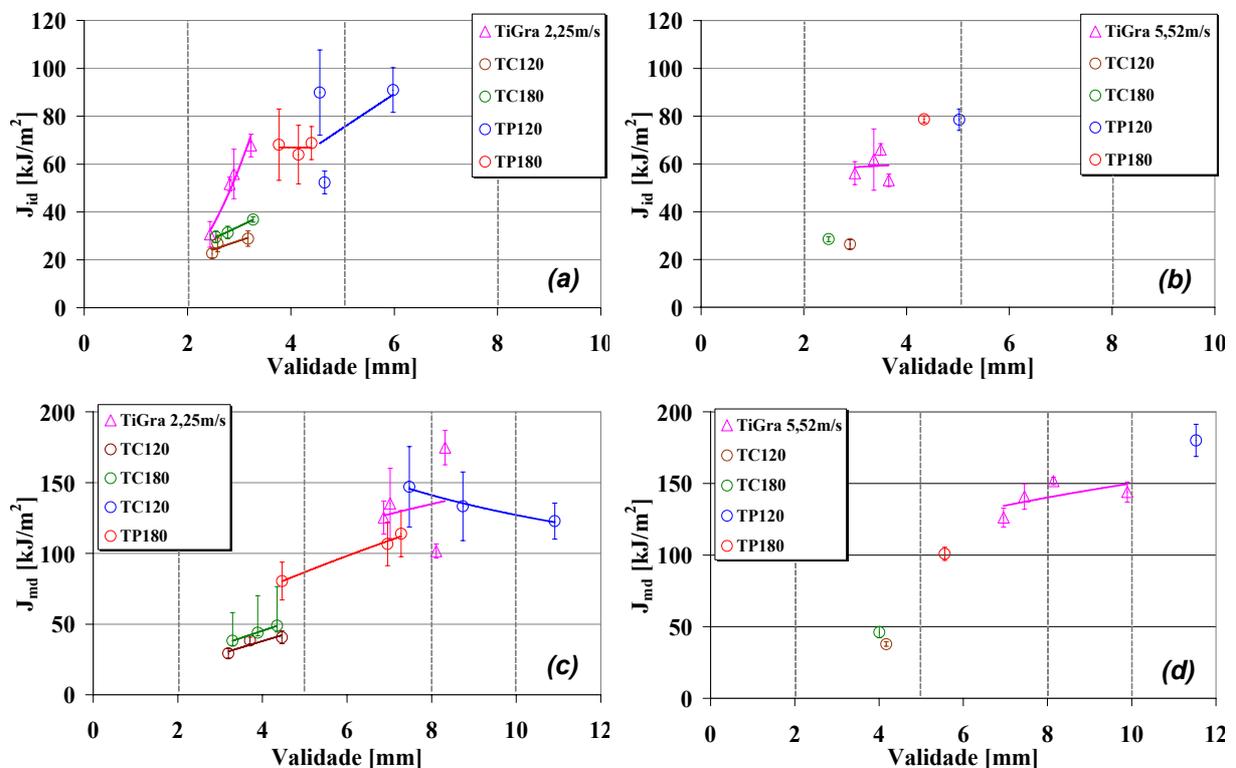
O TiGra apresenta claramente uma sensibilidade positiva quanto à taxa de carregamento, com a tenacidade  $J_{md}$  sendo favorecida por uma maior velocidade de impacto em praticamente todo o intervalo de temperaturas amostrado. Quanto aos laminados C-Ep, à excessão do TP120, todos os outros materiais compostos são insensíveis à taxa de carregamento. De fato, o TP120 apresenta significativa tenacificação por aumento na velocidade de impacto. Esta similaridade de comportamentos de fratura entre os laminados TiGra e TP120 já foi abordada no item 4.2 versando sobre o efeito da temperatura de ensaio, quando se inferiu a possibilidade de as delaminações controlarem o mecanismo de fratura de ambos os materiais. Desta forma, o efeito da taxa de carregamento em seus comportamentos mecânicos eventualmente possa também ser explicado, por exemplo, na facilitação de delaminação sob mais elevadas velocidades de impacto.

#### 4.3.3 $J_{md} / J_{id}$ (Figuras 3e e 3f)

Nenhuma evidência clara e inequívoca é observada quanto ao efeito da taxa de deformação na razão  $J_{md} / J_{id}$  dos laminados estudados.

### 4.4 Validação dos Resultados de Tenacidade

A Figura 6 apresenta os resultados de verificação de validação das tenacidade à fratura  $J_{id}$  e  $J_{md}$ . A análise dos gráficos permite as conclusões que seguem no texto.



**Figura 6** - Critérios de validade das tenacidades  $J_{id}$  e  $J_{md}$ : (a)  $J_{id}$  2,25m/s; (b)  $J_{id}$  5,52m/s; (c)  $J_{md}$  2,25m/s e (d)  $J_{md}$  5,52m/s. O ajuste de dados visa simplesmente facilitar a interpretação dos resultados.

#### 4.4.1 Tenacidade $J_{id}$ (Figuras 4a e 4b)

Observa-se que, à excessão do comprimento de trinca ( $a = 2$  mm), os laminados TiGra e C-Ep satisfazem em maior ou menor extensão praticamente todos os critérios estabelecidos em termos de dimensões mínimas necessárias do corpo de prova para o desenvolvimento de uma condição de deformação predominantemente plana à frente do entalhe. Desta forma, a espessura ( $B = 5$  mm), o ligamento ( $b = W - a = 8$  mm) e a largura do cdp ( $W = 10$  mm) são suficientemente extensos para garantir  $J_{id}$  como uma verdadeira propriedade do material. Nestas circunstâncias,  $J_{id}$  passa a assumir a denominação  $J_{Id}$ . A bem da verdade, dentre todos os materiais presentemente avaliados, somente o laminado TP120 tende, em algumas ocasiões, ultrapassar os limites estabelecidos de validade da tenacidade-J à fratura.

#### 4.4.2 Tenacidade $J_{md}$ (Figuras 4c e 4d)

Tal como esperado, os valores  $J_{md}$ , por embutirem certa parcela do estágio de crescimento de danos e, conseqüentemente, estar associado a uma zona de processos fratura mais ampla se comparadas àquelas vinculadas ao critério  $J_{id}$ , tendem a violar em maior freqüência e extensão os critérios de validade impostos em termos de dimensões dos espécimes Charpy ensaiados.

### 5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A tenacidade à fratura dinâmica do laminado híbrido metal-fibra Titânio-Grafite (TiGra) foi comparada à de laminados convencionais do sistema carbono-epóxi (C-Ep). De forma geral e sob observação macroscópica, pode-se afirmar que os laminados com arranjo tecido (TC) exibiram fratura de caráter “mais frágil”, enquanto que os laminados com arranjo tape (TP) e o TiGra de caráter “mais tenaz”.

O critério  $J_{id}$ , avaliado no ponto de real iniciação do trincamento a partir de fórmulas tradicionais da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, mostrou que o laminado TiGra é menos tenaz que os C-Ep TP.

Já o critério  $J_{md}$ , derivado na carga máxima suportada pelo corpo de prova, indicou que o potencial de uso do TiGra deve ser justificado não na sua resistência à iniciação de danos, mas sim na resistência à difusão dos mesmos sob cargas dinâmicas.

Em geral, maiores velocidades de impacto causaram, um efeito benéfico na tenacidade à fratura dos materiais. Isto foi especialmente verificado para o laminado TiGra em decorrência da presença massiva de fases metálica e polimérica dúcteis.

Os laminados TiGra e TP120 se mostraram influenciados de modo similar pelas variáveis temperatura e taxa de carregamento, indicando que o mecanismo de fratura é controlado pelo favorecimento, ou pela supressão de delaminações.

Um aspecto interessante do estudo é que o laminado TP120, que exibiu máximo desempenho nas condições impostas no estudo, constituiu-se no mais barato dos materiais ensaiados.

Por fim, pode-se afirmar que a metodologia Charpy para avaliação da tenacidade à fratura integral-J é adequada na diferenciação do comportamento dinâmico dos diversos laminados compostos estudados, podendo ser útil na seleção de materiais estruturais para os quais a resistência ao impacto seja um critério determinante do projeto aeronáutico. Tal resultado corrobora estudos prévios realizados recentemente por Fernandez-Canteli <sup>[5]</sup> e Kalthoff <sup>[6]</sup> empregando metodologia Charpy porém em Mecânica da Fratura Elástica Linear (fator-K).

## Agradecimentos

À Capes, à Embraer S/A e ao Prof. Wesley James Cantwell da Universidade de Liverpool (UK).

## REFERÊNCIAS

- 1 BURIANEK D.A., Laboratory for Advanced Composites, Department of Aeronautics and Astronautics, MIT, Cambridge, *Private Document*, 2002
- 2 OWEN D.M. et al, *Experimental determination of dynamic crack initiation and propagation fracture*, International Journal of Fracture, v.45, p.1-15, 1998.
- 3 ALVES M. et al; *Impact on aircraft*, In: Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, 2003, São Paulo. RICE J.R. et al, *Some further results on J-integral analyses and estimates*, ASTM STP (Special Technical Publication) 536, p.231-263, 1973.
- 5 FERNANDEZ-CANTELI A. et al, *Dynamic fracture toughness measurements in composites*, Composites Science and Technology, v.62, p.1315-1325, 2002.
- 6 KALTHOFF J.F., *Characterization of the dynamic failure behaviour of a glass-fiber/vinyl-ester*, Composites-Part B, v.35, p.657-663, 2004.
- 7 ANDERSON T.L., *Fracture mechanics - fundamentals and applications*, Chapter 8: Fracture testing of nonmetals. CRC Press, Boca Raton – FL, 1995.
- 8 ZANETTI D., *Tenacidade à fratura translaminar dinâmica de laminados compostos carbono-epóxi de grau aeronáutico*. Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2005.
- 9 ASTM D5045-96, *Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials*, 2001
- 10 KOBAYASHI T. *Analysis of impact properties of A533 steel for nuclear reactor pressure vessel*, Engineering Fracture Mechanics, v.19, p.49-65, 1984.
- 11 KOBAYASHI T et al, *Introduction of a new dynamic fracture toughness evaluation system*, Journal of Testing and Evaluation, v.21, p.145-53, 1993.
- 12 ANGAMUTHU K. et al, *Investigation of dynamic fracture toughness ( $J_{Id}$ ) behavior*, Engineering Fracture Mechanics. v.64, p.417-432, 1999.
- 13 TRONSKAR J.P. et al, *Measurement of fracture initiation toughness and crack resistance*, Engineering Fracture Mechanics, v.69, p.321-338, 2002.
- 14 JIAN F. et al, *Experimental study on the material dynamic fracture properties by instrumented Charpy*, Journal of Physics IV France, v.110, p.123-129, 2003.
- 15 ZHANG X.P., SHI Y.W., *Comparative studies of several methods to determine the dynamic fracture*, International Journal of Fracture, v.81, p.195-204, 1996.
- 16 ASTM Standards, Section 3, v. 03.01, Designation ASTM E1820-97, *Standard test method for measurement of fracture toughness*, p.24-25, 1997.
- 17 SERVER W.L., *Impact three-point bend testing for notched and precracked specimens*, Journal of Testing and Evaluation, v.12, p.29-34, 1978.