

Fractografia de Compósito Estrutural Aeronáutico Submetido ao Ensaio de Tenacidade à Fratura Interlaminar em Modo II

Geraldo Maurício Cândido, Mirabel Cerqueira Rezende
Divisão de Materiais - AMR, Instituto de Aeronáutica e Espaço - IAE

Maurício Vicente Donadon, Sérgio Frascino Müller de Almeida
Instituto Tecnológico da Aeronáutica - ITA, Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial, DCTA

Resumo: A fractografia consiste no estudo detalhado da morfologia da superfície de fratura de materiais. Para isto, a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) é usualmente utilizada para determinar a causa de falha e a relação do modo de falha com a microestrutura do material em análise. Essas informações permitem estabelecer analogia entre estrutura, propriedade e processamento do material com a iniciação e a propagação da falha. Neste estudo, a análise fractográfica é utilizada para investigar os aspectos que caracterizaram a falha por delaminação em Modo II de laminados poliméricos de uso estrutural. Para isto, espécimes com um inserto de Teflon® introduzido no plano médio de uma das extremidades do laminado (*End-Notched*) foram submetidos ao ensaio de carregamento em flexão em quatro pontos. Os espécimes foram preparados a partir de um laminado fabricado em autoclave, com camadas (0°, 90°) de material pré-impregnado de tecido bidirecional em estilo *plain weave* de fibras de carbono IM7/resina epóxi M21. Os resultados da análise mostram que a superfície de fratura é muito irregular, com a visualização de fibras e impressões de fibras na matriz. Aspectos fractográficos de cúspides e formatos de concha, originados durante o cisalhamento da matriz polimérica, são também observados.

Palavras-chave: *Fractografia, laminado compósito, delaminação em Modo II.*

Fractography of Aeronautical Structural Composite Submitted to Mode II Interlaminar Fracture Toughness Test

Abstract: Fractography involves a detailed study of the fractured surface morphology of materials. Usually the Scanning Electron Microscopy (SEM) technique is applied to investigate the cause of failure and the relationship between failure modes and the microstructure of the material under investigation. This information allows one to relate structure, processing methods and materials properties with the onset in their failure and propagation. In this study, fractographical analysis is employed to investigate the failure aspects induced by Mode II delamination of structural fiber-reinforced polymer composite laminates. Samples with Teflon® inserted at the mid-plane of one end of the laminate (end-notched specimens) were subjected to four-point bending (4-ENF) test. The samples were prepared from laminates manufactured in autoclave with prepreg layers (0°, 90°) of IM7 plain weave woven fabric fiber architecture and M21-epoxy resin. The results indicate that the fracture surface is very irregular where fibers and fiber prints at the matrix are visualized, along with fractographic aspects named cusps and scallops, formed during the polymeric matrix shearing.

Keywords: *Fractography, composite laminate, Mode II delamination.*

Introdução

A fratura interlaminar, ou delaminação, é considerada um dos modos de falha mais críticos dos compósitos laminares fibrosos de matriz polimérica. Geralmente, a origem da falha é influenciada pelo excessivo estado tridimensional de tensões interlaminares, que se desenvolve na interface entre camadas com diferentes orientações do reforço fibroso. A resistência à delaminação é evidenciada pela propriedade de tenacidade à fratura interlaminar do compósito. Essa propriedade é caracterizada na prática por três diferentes modos puros de fratura, conhecidos como Modo I, Modo II e Modo III. O Modo II, particularizado neste estudo, está associado com a manifestação da tensão de cisalhamento transversal, ortogonal à direção

normal ao plano do laminado (τ_{xz}). Vários métodos de testes normalizados, com diferentes condições de carregamento, estático e dinâmico, são utilizados na caracterização da tenacidade à fratura interlaminar de laminados de fibras contínuas, em espécimes na forma de uma viga retangular de espessura fina^[1].

A caracterização da tenacidade à fratura interlaminar pode ser complementada com a análise fractográfica da superfície de fratura do espécime, pelo uso da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Essa análise consiste em identificar os aspectos da morfologia de fratura, no exame de amostras adequadamente preparadas, de modo a determinar a sequência de eventos que ocorreram durante o processo de falha e a

Autor para correspondência: Geraldo Maurício Cândido, Divisão de Materiais – AMR, Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial – DCTA, Instituto de Aeronáutica e Espaço – IAE, Praça Marechal-do-Ar Eduardo Gomes, 50, Vila das Acácias, CEP 12228-904, São José dos Campos, SP, Brasil, e-mail: geraldo.candido@pq.cnpq.br

relação do modo de propagação da falha, caracterizar a microestrutura e, até mesmo, revelar se a falha ocorreu por degradação ambiental^[2-6].

O objetivo deste estudo é identificar e documentar as particularidades dos micromecanismos que determinaram a falha por delaminação de espécimes submetidos à caracterização estática de tenacidade à fratura interlaminar em Modo II. Para isto, foram utilizados espécimes obtidos de um laminado de configuração bidirecional de fibras de carbono IM7/resina epóxi M21, ensaiados por carregamento em flexão em quatro pontos (*Four Point Bend End-Notched Flexure - 4ENF*), à temperatura ambiente.

Experimental

Material e processamento do compósito

O material pré-impregnado selecionado para o processamento do compósito em estudo foi baseado em tecido de fibra de carbono IM7 impregnado com resina epóxi M21, comercialmente identificado como HEXPLY®M21/40%/196 PW/IM7-6K/1250 MM e produzido pela empresa *Hexcel Composites*. O reforço de tecido caracteriza-se como bidirecional de fibras entrelaçadas em estilo *plain weave*.

O laminado foi moldado com vinte e duas camadas (0° , 90°), sobrepostas sobre a superfície de uma placa de alumínio devidamente preparada. Durante o processo de laminação, um inserto de Teflon®, de 0,085 mm de espessura, foi posicionado entre as camadas do plano médio, próximo a uma das extremidades do espécime, para representar a trinca inicial requerida no ensaio mecânico. Em seguida, foi preparada uma bolsa de vácuo sobre o laminado e iniciado o procedimento para a cura em autoclave. O ciclo de cura foi executado a $180 \pm 5^\circ\text{C}$ com 0,70 MPa de pressão e vácuo de 0,083 MPa, na taxa de aquecimento entre $0,5^\circ\text{C}/\text{min}$ e $2,7^\circ\text{C}/\text{min}$ e taxa de resfriamento máxima de $2,7^\circ\text{C}/\text{min}$.

O laminado foi desmoldado e inspecionado pela técnica de varredura ultrassônica de transmissão por coluna de água, para atestar o padrão de qualidade exigido na aplicação final do compósito estrutural. Essas operações foram realizadas em conformidade com os padrões adotados na fabricação de componentes de compósitos aeronáuticos^[7,8].

A fração volumétrica de fibras de carbono IM7 do laminado preparado foi de 59,6%. Este valor foi obtido pela aplicação do método de digestão química da matriz de resina epóxi modificada M21, de acordo com a norma ASTM D3171^[9].

Preparação do espécime e método de ensaio

O conjunto de espécimes foi preparado conforme o esquema mostrado na Figura 1, onde pode ser observada a falha interlaminar induzida pela inserção do filme de Teflon® de comprimento (a_0). Esta falha induzida encontra-se localizada no plano médio do laminado na extremidade de solicitação do espécime perpendicular à direção principal de carregamento (0°) e paralela às mechas de fibras da urdidura do tecido *plain weave*.

Após o corte, as bordas laterais de cada espécime foram aplainadas e revestidas com uma fina camada de tinta branca para facilitar a visualização do crescimento da delaminação, produzida com o carregamento aplicado.

O método de ensaio utilizado foi o 4ENF. Este método apresenta uma modificação na aplicação da carga para proporcionar a propagação da falha por delaminação em Modo II, de forma estável em cisalhamento puro, devido à trinca inicial estar posicionada em uma região de momento fletor constante. O procedimento utilizado ainda não está padronizado, e foi desenvolvido por pesquisadores do *Material Engineering Research Laboratory Ltd (MERL)*^[10].

A Figura 2 apresenta o sistema de carregamento que foi instalado em uma máquina INSTRON série 5500R, calibrada e equipada com célula de carga de 20 kN para a realização do ensaio. Nesta configuração, P e δ representam, respectivamente, a carga aplicada e o deslocamento vertical do ponto de aplicação da mesma e a_0 a extensão da delaminação. A carga de flexão foi aplicada sem interrupções à temperatura ambiente, com a velocidade de deslocamento do cabeçote de $0,5\text{ mm}/\text{min}$ e acompanhada por uma câmera digital com sensor CCD (*charge coupled device*).

Superfície de fratura e exame microscópico

Algumas amostras de regiões distintas da superfície de fratura de um espécime foram selecionadas para o exame em microscopia eletrônica de varredura. Essas amostras são de pequenas dimensões e foram cuidadosamente seccionadas para manter a integridade das faces da fratura. A remoção das partículas de pó, detritos e oleosidade, remanescente do manuseio e corte mecânico das amostras, foi realizada inicialmente por sopros de ar comprimido e finalizada por ativação em banho de ultrassom convencional de laboratório, por 10 minutos, com a imersão da amostra em solução de

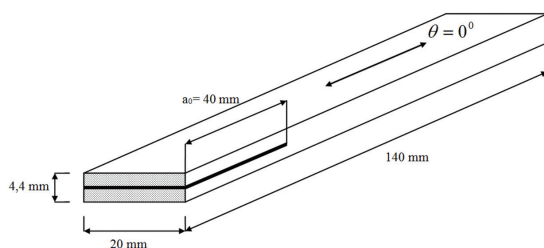


Figura 1. Esquema do espécime ENF com as dimensões nominais e a localização do inserto de Teflon® no plano médio do laminado, na extremidade de solicitação em Modo II.

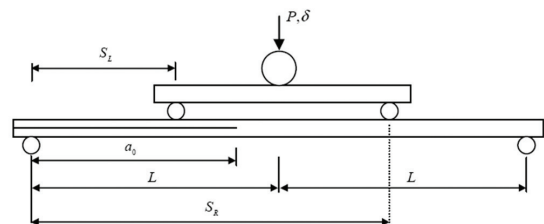


Figura 2. Diagrama de instalação de carregamento do espécime para realizar o teste 4ENF.

álcool isopropílico:água destilada (50:50, em volume). Em seguida, as amostras foram submetidas à secagem em estufa, posicionadas sobre suportes de alumínio com cola condutora, prontas para a fase seguinte de recobrimento da superfície de fratura com um fino filme de carbono, por evaporação a vácuo¹⁸.

A interpretação da morfologia de fratura interlaminar do laminado, e subsequente captura de imagens, foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca LEO, modelo 435 VPi. Os aspectos fractográficos que determinaram o micromecanismo de crescimento e propagação da falha por delaminação no espécime foram identificados e registrados em imagens que elucidam os resultados.

Resultados e Discussão

Os vários aspectos fractográficos que definem a superfície de fratura do espécime 4ENF pelo cisalhamento da resina epóxi modificada M21, posicionada entre as camadas de fibras de carbono IM7 com orientação (0° , 90°), são apresentados nas Figuras 3 a 11. Neste conjunto de imagens específicas, a direção de propagação da falha interlaminar (DP) está sinalizada da esquerda para a direita, paralela às mechas de fibras da urdidura (0°) do tecido.

É válido salientar que todas as amostras selecionadas na superfície de fratura analisada neste estudo são procedentes de fratura do tipo coesiva, onde a ruptura do espécime ocorreu por cisalhamento puro no interior do volume de resina epóxi, ora localizando-se no cerne da resina epóxi e ora nas proximidades da região de interface

fibra/resina. Por outro lado, se o descolamento tivesse acontecido exatamente na região de interface fibra/resina, a fratura seria do tipo adesiva ou interfacial, em razão da fraca adesão existente entre os materiais constituintes básicos (fibra e resina) do laminado^{11,12}.

As Figuras 3 e 4 mostram a disposição dos materiais constituintes básicos do laminado de pré-impregnado de tecido em estilo *plain weave* e a vista geral da morfologia de fratura coesiva produzida pela caracterização estática de tenacidade à fratura interlaminar em Modo II. Estas imagens são representativas da aparência irregular das duas faces da falha por delaminação, que se propagou ao longo do plano médio do espécime.

A Figura 3 revela a face da ruptura das fibras de carbono, ao passo que a Figura 4 destaca a outra face da fratura, diretamente oposta à face observada na Figura 3, onde predomina a fratura coesiva pelo cisalhamento da resina epóxi. Estes aspectos observados são atribuídos à existência de variações na espessura de resina contida entre as camadas de tecido que, por conseguinte, conduzem a uma maior variação da tenacidade à fratura local, à medida que o processo de falha do laminado se estende com a aplicação da carga¹³.

Igualmente, é observado na camada de tecido *plain weave*, que o entrelaçamento das mechas de fibras da urdidura (0°), alternando sob e sobre as mechas de fibras da trama (90°), causa a ondulação e a formação de interstícios adjacentes aos entrelaçamentos. Esses pequenos interstícios, na compactação das camadas durante o processo de cura em autoclave, são ocupados pelo fluxo de matriz polimérica, formando regiões ricas

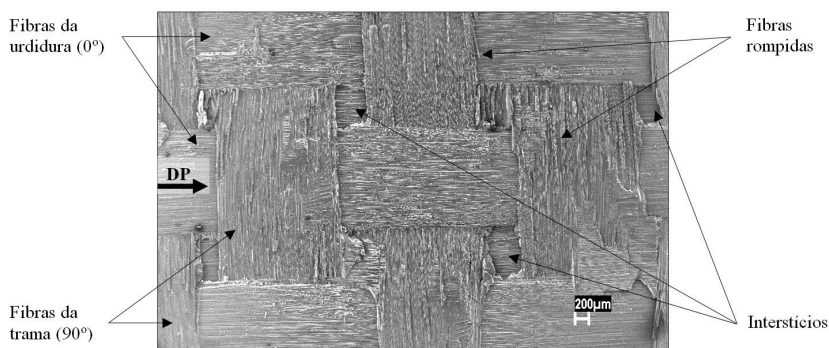


Figura 3. Detalhe da face da fratura onde predomina o rompimento de fibras de carbono IM7.

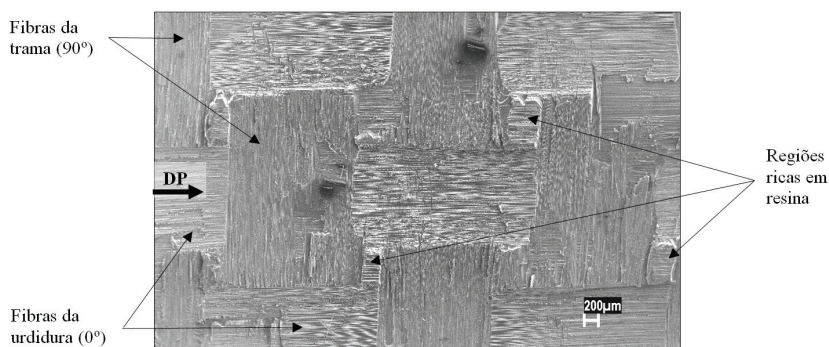


Figura 4. Detalhe da face da fratura em que predomina o cisalhamento da resina epóxi M21.

em resina, ordenadas umas próximas às outras nos locais de entrelaçamento das mechas. Dependendo da espessura, essas regiões ricas em resina podem exercer alguma influência contrária sobre as propriedades mecânicas do laminado e, quando estão em áreas sujeitas à sustentação de carregamentos elevados, tornam-se críticas ao desempenho estrutural do compósito. Muitas vezes, uma falha por delaminação tem a origem nesses locais e se propaga para o interior das mechas de fibras da urdidura e trama. Em sendo assim, as regiões ricas em resina podem conter informações muito importantes para a investigação fractográfica, que revelam vários aspectos da morfologia de fratura, que, por sua vez, evidenciam o processo de falha dos compósitos^[13].

A falha de um compósito polimérico pode também ser iniciada em deformidades dos materiais constituintes ou em defeitos originários no processo de fabricação do laminado, a partir dos quais as evidências se manifestam sobre a superfície de fratura. No presente estudo, a análise minuciosa das imagens obtidas mostra que os laminados apresentam um elevado padrão de qualidade, atribuído, inicialmente, às propriedades físicas do pré-impregnado utilizado e, também, ao procedimento de fabricação adotado na produção dos mesmos.

A combinação simultânea de temperatura e pressão, durante a moldagem do laminado selado em bolsa de vácuo, e a cura em autoclave, foi indispensável para a qualidade de fabricação do compósito examinado.



Figura 5. Morfologia da área de transição entre o limite da falha artificial produzida pelo inserto de Teflon® e o início da fratura coesiva por cisalhamento interlaminar do laminado.

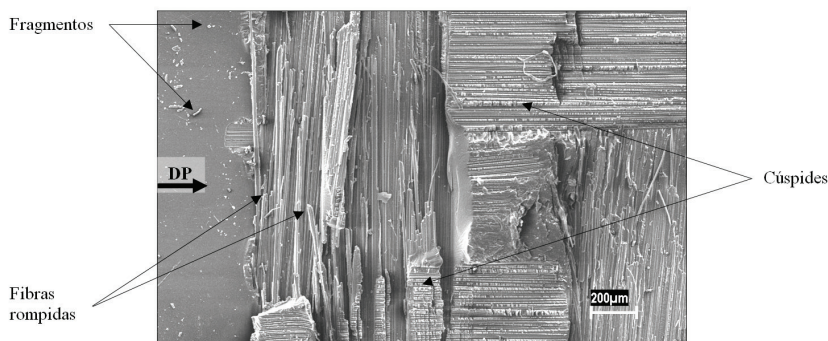


Figura 6. Detalhe do início da delaminação na interface entre as camadas (0°, 90°) de tecido *plain weave* localizadas no plano médio do laminado.

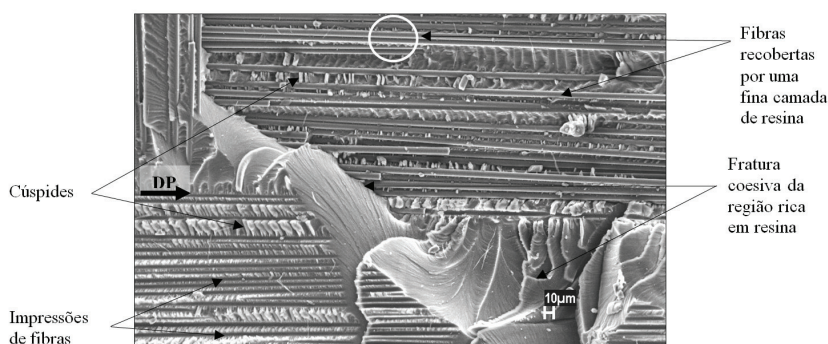


Figura 7. Superfície de fratura típica da solicitação em Modo II, mostrando a morfologia da fratura coesiva de uma região rica em resina epóxi M21 e a formação de cúspides cisalhamento.

Neste caso, observa-se consistente adesão interfacial fibra/resina e a ausência de vazios e porosidades, conforme certificado pela inspeção ultrassônica após a desmoldagem. Trabalhos anteriores evidenciam este tipo de análise^[7,8]. Este resultado sustenta a não identificação de fraturas adesivas na investigação fractográfica realizada na superfície de fratura do espécime analisado.

A Figura 5 mostra a vista parcial da área de transição situada próxima ao limite da falha induzida pela inserção do filme de Teflon® e a origem da delaminação produzida pelo cisalhamento da matriz de resina epóxi, provocado pelo carregamento estático de flexão em quatro pontos. No exame desta imagem, é facilmente identificada a área plana da superfície de fratura, causada pela compactação do inserto de Teflon®, a aparência irregular da delaminação ocasionada pelos pontos de entrelaçamento das mechas

da urdidura e trama e os interstícios ricos em resina, localizados na vizinhança dos entrelaçamentos.

A Figura 6, capturada em maior magnitude, evidencia detalhes do princípio da falha, onde se observa uma pequena quantidade de fibras da trama rompidas e revestidas por uma fina porção de resina, fragmentos de material e a morfologia de cúspides localizada entre as impressões de fibras da urdidura, na fratura coesiva das regiões ricas em resina. Os fragmentos de perda de material disseminados sobre a seção plana da fratura são provenientes da abrasão produzida pelo contato entre as partes da superfície de fratura durante a evolução do ensaio mecânico. Este aspecto pode ser um indicativo do início da sucessão de falha, visto que na área originária da fratura tende a concentrar maior quantidade de fragmentos^[13-16].

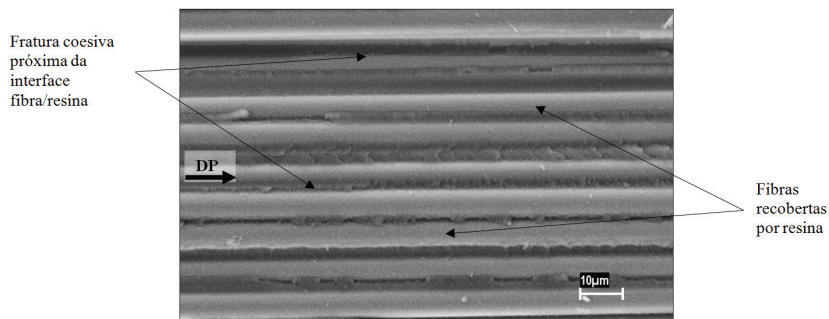


Figura 8. Detalhe da Figura 7 que evidencia a fratura coesiva nas proximidades da região de interface fibra/resina.

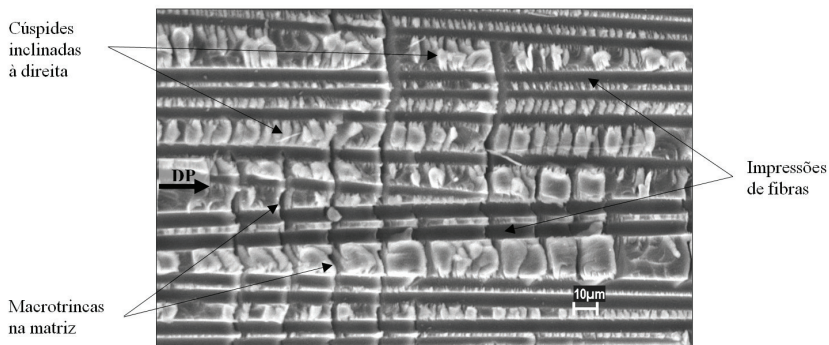


Figura 9. Detalhe da morfologia de cúspides inclinada à direita entre as impressões de fibras e macrotrincas na fratura coesiva de uma região rica em resina epóxi M21.

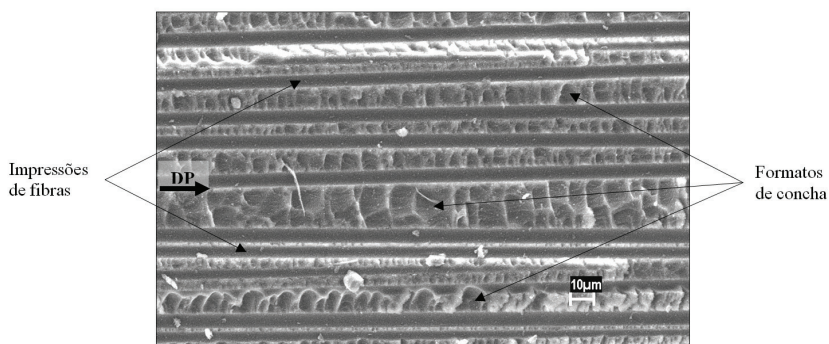


Figura 10. Detalhe da morfologia de formatos de concha entre as impressões de fibras na fratura coesiva de uma região rica em resina epóxi M21.

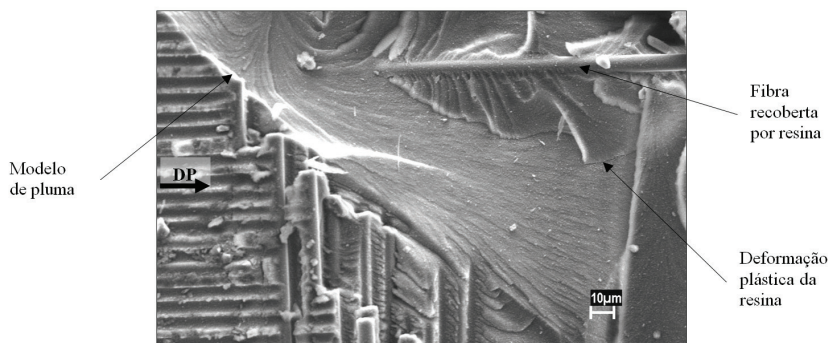


Figura 11. Detalhe da fratura coesiva de uma região intersticial rica em resina exibindo os indícios da deformação plástica do sistema de resina epóxi modificada M21.

Como determinado por muitos pesquisadores, a morfologia predominante nas faces da fratura, resultantes de carregamento em Modo II, são as formações denominadas de “cusps” no Reino Unido^[13-16] ou “hackles” nos Estados Unidos da América^[3,4,17,18]. Neste trabalho, é adotada a nomenclatura de cúspides para identificar esse aspecto comum da fratura interlaminar. As cúspides são definidas como lamelas de matriz inclinadas em uma determinada direção, ocupando o intervalo entre fibras.

A Figura 7 mostra uma formação compacta de cúspides assentada entre as impressões de fibras da urdidura em uma região rica em resina e outras separadas entre as fibras expostas, situadas em um plano de fratura inferior. Esta figura também revela a aparência de uma fratura puramente coesiva, onde as fibras expostas encontram-se revestidas por uma camada muito fina de resina, indicando que a delaminação do espécime nesse plano de fratura se propagou coesivamente na vizinhança da interface fibra/resina, mas dentro do volume de resina determinado pela região interfacial. A Figura 8, capturada nesta mesma região, mas em maior magnitude, elucida o aspecto de uma fratura coesiva que ocorreu próxima à região de interface fibra/resina.

A Figura 9 exhibe detalhes da morfologia de cúspides de cisalhamento. As dimensões e a distribuição desse aspecto fractográfico são afetadas pelo volume de matriz e pela distância entre as fibras, ambos os parâmetros definidos na etapa de consolidação do compósito. Assim, as condições de processamento do laminado, tenacificação da matriz polimérica, temperatura e conteúdo de umidade podem influenciar as características de formação de cúspides, conforme menciona a literatura^[13-15].

A direção do cisalhamento entre as duas partes da superfície de fratura pode ser definida pela orientação da direção das cúspides. Quando essas estão inclinadas à esquerda é uma indicação de que a direção do cisalhamento é positiva. Isto é devido ao deslocamento que uma parte da superfície de fratura faz no sentido da esquerda para a direita durante o carregamento.

Analogamente, quando estão inclinadas para a direita, é um indicativo de que a direção de cisalhamento é negativa, decorrente do deslocamento de parte da superfície de fratura da direita para a esquerda. Em sendo assim, em pares correspondentes de superfícies de fratura, as cúspides estão sempre orientadas em direções opostas^[13-15]. Na Figura 7, as cúspides estão inclinadas

para a esquerda, enquanto na Figura 9 estão inclinadas para a direita, sinalizando que as direções de cisalhamento são positivas e negativas, respectivamente.

Outro aspecto fractográfico visualizado e identificado nas duas partes da superfície de fratura é o formato de concha ou fratura da matriz polimérica na forma côncava, revelado na Figura 10. O exame minucioso do tamanho e forma dessa morfologia sugere que o mecanismo atuante na sua formação é o resultado da separação de cúspides na superfície de fratura. Dessa maneira, a formação de cúspides ordenada no espaço entre fibras vizinhas permanece mantida em uma parte da superfície de fratura, à medida que na parte oposta surgem os formatos de concha, consistindo, assim, em aspectos de impressões de cúspides na matriz polimérica. Este tipo de morfologia é predominante nas fraturas por cisalhamento de sistemas de matrizes modificadas e frágeis, fornecendo poucas informações sobre a origem e direção da falha^[13-15].

Igualmente, observa-se nas imagens das Figuras 7 e 11, o aspecto rugoso da superfície fraturada. Esse aspecto é atribuído à adição parcial de matriz termoplástica no sistema de resina epóxi, procedimento esse que visa melhorar a tenacidade à fratura da matriz polimérica e, conseqüentemente, do compósito final^[19]. A análise destas figuras mostra, ainda, aspectos fractográficos denominados de modelo de pluma ou microfluxo texturizado, identificados na fase frágil da matriz, ao passo que na fase tenacificada ocorre à extensão do plano de fratura, que caracteriza a deformação plástica da matriz. Verifica-se ainda que, a fratura acontece de forma coesiva próxima da região interfacial fibra/resina, evidenciando impressões de fibras da urdidura em uma superfície e, na face oposta, a presença de fibras com recobrimento de uma fina camada de matriz polimérica^[13-15].

Conclusões

O exame fractográfico realizado neste estudo por microscopia eletrônica de varredura permite concluir que:

- A superfície de fratura de um laminado com orientação (0°, 90°), fabricado com material pré-impregnado de tecido bidirecional com estilo *plain weave* de fibras de carbono IM7/resina epóxi modificada M21, obtida em carregamento estático em Modo II de flexão em quatro pontos, à temperatura ambiente, apresenta

- uma topografia de aparência ondulada em razão do desalinhamento causado pelo entrelaçamento das mechas de fibras da urdidura e da trama do tecido;
- A espessura da camada de matriz de resina epóxi contribui para a deformação da matriz e, influencia a morfologia da superfície da fratura com variações da tenacidade à fratura local, na medida em que a trinca se propaga no compósito;
- A presença de interstícios próximos aos pontos de entrelaçamentos das mechas de fibras, ocupados por certo volume de matriz polimérica e formando regiões ricas em resina epóxi, influencia as direções da fratura interlaminar;
- O mecanismo predominante no início e na propagação da trinca foi caracterizado pela fratura do tipo coesiva, ou seja, ocorreu no interior do volume de resina, ora localizando-se no cerne da resina epóxi e ora nas proximidades da região de interface fibra/resina.
- A presença de aspectos fractográficos típicos da falha interlaminar em Modo II, cúspides de cisalhamento e formatos de concha, são observados nas áreas de fratura coesiva do sistema de resina epóxi M21 e nas regiões onde ocorre a separação fibra/matriz;
- Aspectos fractográficos tipo cúspides são observados em regiões da superfície fraturada e formatos de concha são simultaneamente verificados na região da superfície oposta correspondente; e
- Evidências na superfície de fratura como fragmentos de material, a presença de aspectos de modelos de pluma, impressões de fibras na matriz e fibras recobertas por uma fina camada de resina indicam a boa adesão interfacial fibra/resina no laminado de fibras de carbono IM7/resina epóxi modificado M21 analisado.

Agradecimentos

Os autores expressam seus agradecimentos ao CNPq (Processos 151929/2010-6, 303287/2009-8 e 305478/2009-5) e à FAPESP (Processo 2006/06808-6) pelo apoio financeiro recebido e à Divisão de Materiais/IAE/DCTA pelo suporte na realização da atividade de análise de falhas.

Referências Bibliográficas

1. Newaz, G. M. - "Delamination in Advanced Composites", Technomic, Lancaster (1991).
2. Roulin-Moloney, A. C. - "Fractography and Failure Mechanisms of Polymers and Composites", Elsevier Applied Science, London and New York (1989).
3. Kar, R. J. - "Composite Failure Analysis Handbook", Federal Aviation Administration Technical Center, New Jersey (1992). (WL-TR-91-4032 DOT/FAA/CT-91/23, v. 2, part. 2).

4. Stumpff, P. L. - "Composites", ASM Handbook, ASM, Materials Park, Ohio, (2001).
5. Franco, L. A. L. - "*Análise Fractográfica de Compósitos Poliméricos Estruturais*", Tese de Mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, Brasil 2003.
6. Rezende, M. C. - Polímeros, **17**, p.E4 (2007). <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-14282007000300003>
7. Cândido, G. M.; Almeida, S. F. M. & Rezende, M. C. - Polímeros, **10**, p.31 (2000). <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-14282000000100007>
8. Cândido, G. M.; Donadon, M. V.; Almeida, S. F. M. & Rezende, M. C. - Polímeros, **22**, p.41 (2012). <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-14282012005000019>
9. American Society for Testing and Materials - ASTM. - "Constituent Content of Composite Materials", ASTM (1999). (ASTM D3171).
10. Martin, R. H.; Elms, T. & Bowron, S. - "*Characterization of Mode II Delamination Using 4ENF*" in: Anais 4º Proceedings of European Conference on Composites: Testing and Standardization (1998).
11. Wu, S. - "Polymer Interface and Adhesion", Marcel Dekker, Inc., New York (1982).
12. American Society for Metals. - "ASM Handbook: Composites", ASM, Materials Park (2001).
13. Greenhalgh, E. S. - "Failure Analysis and Fractography of Polymer Composites", Woodhead Publishing Limited, Cambridge (2009).
14. Purslow, D. - Composites, **12**, p.241 (1981). [http://dx.doi.org/10.1016/0010-4361\(81\)90012-4](http://dx.doi.org/10.1016/0010-4361(81)90012-4)
15. Purslow, D. - Composites, **17**, p.289 (1986). [http://dx.doi.org/10.1016/0010-4361\(86\)90746-9](http://dx.doi.org/10.1016/0010-4361(86)90746-9)
16. Yasae, M.; Bond, I.P.; Trask, R. S. & Greenhalgh, E. S. - Composites: Part A, **43**, p.121 (2012). <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.09.026>
17. Arcan, L.; Arcan, M. & Daniel, I. M. - "*Composites I: Delamination*", in: Fractography of Modern Engineering Materials: Composites and Metals. cap. 1, Masters, J. E. & Au, J. J. (ed.), ASTM STP 948, Nashville (1987).
18. Bonhomme, J.; Argüelles, A.; Viña, J. & Viña, I. - Polym. Test., **28**, p.612 (2009). <http://dx.doi.org/10.1016/j.polymertesting.2009.05.003>
19. Ortiz, E. C. - "*Avaliação do Comportamento Dinâmico-Mecânico de Compósito Carbono/Epóxi/Termoplástico em Espectro Amplo de Frequência*", Tese de Mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, Brasil (2008).

Enviado: 12/06/12

Reenviado: 24/12/12

Aceito: 28/01/13