

CONEM 2016
CONGRESSO NACIONAL DE
ENGENHARIA MECÂNICA

21-25
AGOSTO DE 2016
FORTALEZA - CEARÁ

FRACTOGRAFIA DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS ESTRUTURAIS SUBMETIDOS À RUPTURA EM ENSAIOS MECÂNICOS ESTÁTICOS

Geraldo Maurício Cândido, geraldo.candido@pq.cnpq.br¹
Mirabel Cerqueira Rezende, mirabelcr@gmail.com^{1,2}

¹Universidade Federal de São Paulo - Unifesp - Unidade Talim - Rua Talim, 330 - São José dos Campos - São Paulo - CEP: 12231-280

²Instituto Tecnológico de Aeronáutica - ITA - Praça Marechal Eduardo Gomes, 50 - Vila das Acácias - São José dos Campos - São Paulo - CEP: 12228-900

Resumo: A importância e o crescimento da utilização dos compósitos poliméricos reforçados com fibras contínuas na fabricação de componentes estruturais primários, de aplicação nas indústrias aeronáutica, automobilística e naval, estão fundamentados, especialmente, nas características de elevadas resistência e rigidez específicas. Porém, a falha dessa classe de materiais, com a decorrente ruptura de seus constituintes, pode acontecer pela manifestação de diversos micromecanismos. Isso ocorre quando um componente é submetido às condições normais e previsíveis de solicitação mecânica ou quando exposto a ambientes hostis durante a sua vida útil. Sempre que um laminado compósito é fraturado, a elaboração de um estudo sistemático de sua morfologia de fratura constitui-se no procedimento mais eficiente para investigar a presença de defeitos e danos na determinação das causas que iniciaram a falha. Esse procedimento, proporciona informações relevantes que colaboram na prevenção de outras ocorrências e na melhoria da qualidade do material. Em sendo assim, o que é recomendado na realização desse trabalho é a utilização da fractografia. A análise fractográfica permite identificar as características da superfície de fratura por microscopia eletrônica de varredura (MEV), para o reconhecimento dos fatores causadores da falha. Esta análise é aplicável às superfícies de fraturas originárias de espécimes cuidadosamente ensaiados em condições controladas de laboratório e em componentes falhados em serviço. Quando a região de início da fratura é analisada com precisão, as imagens capturadas auxiliam na indicação das direções de propagação de trincas, especificação do tipo de carregamento mecânico e na identificação do plano de fratura, via interpretação dos aspectos fractográficos formados na morfologia da superfície de fratura. Além disso, a observação microscópica revela informações significativas que caracterizam a presença de defeitos de fabricação, imperfeições nos materiais constituintes, erros de projeto e indícios da degradação ambiental, que podem provocar a ruptura do material. Assim, a correlação dessas informações possibilita uma melhor compreensão das relações existentes entre estrutura microscópica, comportamento mecânico e processamento do compósito, com o desenvolvimento dos eventos de falha. Diante disso, este trabalho apresenta os resultados da análise fractográfica de falhas produzidas em carregamentos estáticos de tração e de compressão, à temperatura ambiente, em corpos de prova de laminados bidirecionais de carbono/epóxi. O estudo foi realizado pelo uso da técnica de MEV com o objetivo de identificar os principais aspectos fractográficos dos esforços mecânicos aplicados, no que concerne aos mecanismos de crescimento de trinca e modos de fratura.

Palavras-chave: Fractografia, análise fractográfica, compósito polimérico, falha, superfície de fratura.

1. INTRODUÇÃO

A crescente utilização dos compósitos poliméricos reforçados com fibras contínuas na fabricação de estruturas leves de uso aeroespacial e, mais recentemente, em outros campos de aplicação, tais como o automobilístico, naval e de energia eólica, tem motivado muitos pesquisadores ao entendimento de seu comportamento em fratura associado com os mecanismos de danos. Geralmente, por causa das características anisotrópicas desta classe de materiais, o processo de fratura de um laminado compósito pode acontecer de diversas maneiras complexas, pois o mesmo depende do tipo de camada (fita ou tecido), sequência de empilhamento, número de camadas, ângulo de orientação das fibras, características da adesão estabelecida entre os materiais constituintes e a direção do esforço mecânico aplicado. As falhas sucedem em virtude da ruptura de fibras, delaminação de camadas, descolamento interfacial entre fibra e matriz,

formação de microtrincas na matriz ou por influência de outros micromecanismos (Fan *et al.*, 2010). Em sendo assim, a fratura desse tipo de compósito pode ser classificada em três modos básicos, denominados de: interlaminar, intralaminar e translaminar. A fratura interlaminar descreve as características da falha que decorre no plano do laminado, com a consequente separação física de camadas adjacentes. A fratura intralaminar manifesta-se através da espessura da camada, com a ruptura da matriz polimérica ou da interface fibra/matriz. Já a fratura translaminar é orientada transversalmente ao plano do laminado onde, são produzidas as condições necessárias para que suceda uma significativa ruptura de fibras. À vista disso, as fraturas de origem interlaminar e intralaminar são controladas pelo comportamento da matriz e a fratura translaminar pelo desempenho do reforço de fibras (Greenhalgh and Hiley, 2008).

A análise de falhas de compósitos poliméricos é uma área de pesquisa ativa, que só agora começa a ser inteiramente definida. Por meio de uma investigação fractográfica cuidadosa, especialmente por técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV), indicações originárias da região de fratura do material podem ser reveladas para a melhor abordagem de técnicos e engenheiros responsáveis por projetos de pesquisa, desenvolvimento tecnológico e fabricação de produtos compósitos visando satisfazer as necessidades da indústria. O exame microscópico da superfície de fratura é importante não apenas para a caracterização do modo de falha, mas também para a sua documentação. Dessa forma, a fractografia consiste no estudo microscópico detalhado de amostras de superfícies de fratura de espécimes, peças ou componentes estruturais adequadamente preparadas, com a finalidade de determinar a origem e o crescimento da falha e registrar a sequência de eventos que conduz ao processo de ruptura do material. Sempre que utilizada nos compósitos poliméricos, essa poderosa ferramenta de análise investigativa facilita a compreensão de como se manifesta a relação entre estrutura microscópica e comportamento mecânico macroscópico do laminado, com suas respectivas causas de falha. No entanto, o exame da superfície de fratura dos compósitos poliméricos é difícil pelo fato dessa classe de materiais não apresentar modos de falha similares aos que comumente são observados nos materiais metálicos. Os modos de falha de compósitos podem ser desenvolvidos a partir da origem e da propagação de múltiplas microtrincas em regiões ricas de matriz polimérica e, ainda assim, dependem da orientação das fibras e do sentido do carregamento sobreposto ao laminado compósito (Kumar *et al.*, 2012; Bienias *et al.*, 2012).

No caso dos compósitos, a falha interna do material começa muito antes da ocorrência de qualquer mudança na sua aparência externa, onde a microestrutura de cada modo de falha revela uma morfologia própria. Assim, o entendimento da atuação de micromecanismos, como a fratura de fibras, descolamento interfacial fibra/matriz e a nucleação de trincas que pode causar a fratura do compósito, é parte essencial da fractografia. Para esse propósito, o interesse científico na realização da análise fractográfica de compósitos poliméricos reforçados com fibras contínuas começou a crescer e a se destacar partir da década de 1980, com David Purslow no Royal Aircraft Establishment na Grã-Bretanha. Purslow foi um dos pesquisadores que desenvolveu essa nova área da ciência, com a publicação de diversos trabalhos pioneiros que abriram caminhos e despertaram a atenção de analistas para a identificação e interpretação tridimensional de aspectos fractográficos específicos, nos exames em superfícies de fratura de laminados (Purslow, 1981; Purslow, 1984; Purslow, 1986; Purslow, 1988 e Purslow, 1988). Atualmente, muitos pesquisadores têm se dedicado ao estudo das características fractográficas de laminados compósitos, para determinar as causas de falhas em diferentes condições de carregamento mecânico, incluindo a influência de efeitos ambientais adversos como a temperatura e o teor de umidade relativa do ar (Bonhomme *et al.*, 2009; Vinod *et al.*, 2010; Dalai and Ray, 2011; Ren *et al.*, 2012; Marat-Mendes and Freitas, 2012; Laffan *et al.*, 2013; Greenhalgh *et al.*, 2013; Sethi and Ray, 2014; Khan *et al.*, 2015 e Jollivet and Greenhalgh, 2015). Além disso, a fractografia permite certificar se a existência de defeitos ou o nível de esforço submetido ao laminado falhado pode ser relacionado ao tipo de fratura sucedido.

Diante do exposto, este trabalho tem como objetivo empregar a fractografia na análise de superfícies de fraturas de corpos de provas preparados a partir de laminados compósitos de pré-impregnado de carbono T300/epóxi 8552, seguido da execução dos ensaios estáticos de tração e de compressão à temperatura ambiente de laboratório. O estudo foi realizado em um microscópio eletrônico de varredura para identificar os principais aspectos fractográficos revelados pelo esforço mecânico aplicado, no que se refere aos mecanismos de crescimento de trincas e modos de fratura. A interpretação destas informações possibilitou uma melhor compreensão da correlação entre estrutura microscópica, comportamento mecânico e processamento do compósito, com o desenvolvimento dos eventos de falha.

2. EXPERIMENTAL

2.1. Seleção do Material Pré-impregnado

O material selecionado para a fabricação dos laminados compósitos destinados ao presente estudo foi o pré-impregnado de fibras de carbono T300/epóxi 8552, fornecido na forma de tecido bidirecional, com as mechas de fibras entrelaçadas na orientação (0°, 90°) em estilo *plain weave*. O referido pré-impregnado foi desenvolvido e qualificado para atender aos requisitos específicos do elevado desempenho estrutural nas aplicações aeroespaciais. O sistema epóxi 8552 é modificado pela adição parcial de matriz termoplástica de elevada tenacidade à fratura e, assim, apresenta boa resistência ao impacto e tolerância a danos para uma vasta faixa de utilização em ambientes de até 121°C. O reforço é oriundo da carbonização do poliácridonitrila (PAN) e possui seção transversal circular. As fibras de carbono T300 são de elevada qualidade e normalmente apresentam módulo padrão de 230 GPa. Além disso, este tipo de fibra de carbono apresenta propriedades mecânicas consideráveis que possibilitam o desenvolvimento de projetos de componentes para aplicações estruturais que exigem margens de segurança mais elevadas.

2.2. Fabricação dos Laminados e Ensaios

As camadas de material pré-impregnado foram cortadas com um instrumento apropriado, empilhadas manualmente na sequência (0° , 90°) sobre um molde metálico, conformadas por atuação simultânea de pressão e vácuo em autoclave durante a fase de reticulação da matriz polimérica. Os laminados foram consolidados na temperatura de $180 \pm 5^\circ\text{C}$ com 0,70 MPa de pressão e vácuo de 0,083 MPa. Concluído o ciclo de cura, os laminados compósitos foram desmoldados e inspecionados por técnica de varredura ultrassônica de transmissão por coluna de água. Na análise não foi constatada a presença de nenhum tipo de descontinuidade na estrutura do material, que comprometesse o padrão da qualidade exigido na sua aplicação final. A partir das placas de carbono T300/epóxi 8552, foram preparados os corpos de prova para a realização dos ensaios estáticos de tração e compressão. Todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente de laboratório, em carregamento contínuo conforme as normas ASTM D3039-08, para as propriedades de tração e ASTM D3410-08 para as propriedades de compressão. Após os ensaios, os corpos de prova foram maueados com cuidado e armazenados em um dessecador para preservar as evidências da falha original até a preparação das amostras das superfícies de fratura.

2.3. Caracterização Fractográfica

Para a realização do estudo fractográfico, as superfícies de fratura dos corpos de prova representativos foram submetidas à inspeção visual para a definição da região de corte das amostras. Um fator limitante na utilização do microscópio eletrônico de varredura na análise de falha de compósitos é a preparação de amostras das superfícies de fratura. A amostra deve ser condutiva, limpa e suficientemente pequena para facilitar a montagem e movimentação no interior da câmara do microscópio. O processo de corte em dimensões adequadas para a observação microscópica foi cuidadosamente executado com disco diamantado refrigerado à água para não introduzir outros danos nas faces da fratura. Para a remoção das partículas de pó provenientes do corte, todas as amostras foram imersas em uma solução de álcool isopropílico diluído em proporção igual de água destilada e submetidas à limpeza ultrassônica por cinco minutos. Limpas e livres de contaminações, as amostras foram secas com ar comprimido e fixadas em suportes de alumínio com fita de carbono. Em seguida, as bordas foram assinaladas com tinta condutora de prata para estabelecer caminhos de contato elétrico com o microscópio. Como os laminados de carbono/epóxi são materiais não condutores, as amostras foram recobertas com um filme de ouro por evaporação a vácuo. As análises foram processadas em um microscópio eletrônico de varredura, modelo DSM 950 da Zeiss, com plataforma Scandium para a digitalização de imagens.

3. RESULTADOS

Com o carregamento mecânico aplicado em laminados compósitos de fibras contínuas, diversos micromecanismos de falhas se manifestam sob a influência da configuração do material, tipo de esforço, nível de solicitação e condições ambientais. Da mesma forma, inúmeros eventos podem se desenvolver gradativamente por toda a extensão de um grande volume do material, em virtude das diferenças existentes no comportamento mecânico da fibra e da matriz polimérica. Diante do exposto, para que o primeiro evento de dano aconteça na estrutura do compósito é necessário o dispêndio de um pequeno nível energia para ocasionar falhas na matriz ou na interface fibra/matriz. Já os últimos eventos exigem um nível de energia mais significativo para produzir a ruptura completa das fibras. As falhas na matriz ou na interface fibra/matriz são caracterizadas por trincas intralaminares, que frequentemente surgem quando a tensão atuante na matriz alcança o seu limite máximo, principalmente em regiões onde as fibras não estão orientadas no mesmo sentido do esforço aplicado. Por outro lado, em laminados cuja configuração estrutural é constituída por uma sequência de empilhamento de camadas com diferentes orientações de fibras, a fratura interlaminar ou delaminação tem o seu início entre camadas vizinhas, devido à desigualdade de rigidez das camadas ou desenvolve-se a partir de fontes como defeitos de fabricação ou por eventos provocados por energias de impacto. Ao final do carregamento, quando o volume da matriz atinge um estado pleno de danos, ocorre a ruptura das fibras denominada de fratura translaminar. Esse tipo de fratura normalmente se manifesta em regiões onde a orientação das fibras coincide, aproximadamente, com o eixo de aplicação da carga. O esquema mostrado na Fig. 1 ilustra os três modos de fratura básicos, que se desenvolvem nos materiais constituintes dos compósitos reforçados com fibras contínuas (Greenhalgh and Hiley, 2008).

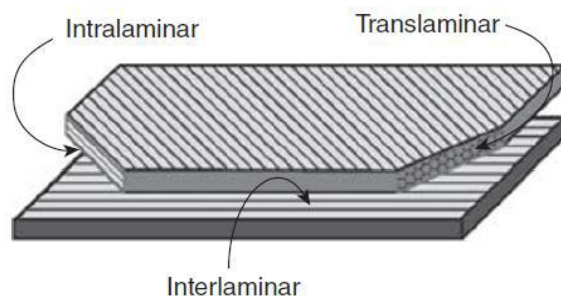


Figura 1. Esboço dos modos de fratura que sucedem nos laminados compósitos (Greenhalgh and Hiley, 2008).

3.1. Morfologia dos Modos de Fratura

A composição de imagens da Fig. 2 capturadas por MEV em diferentes magnitudes ilustra as indicações do padrão obtido nas morfologias de fratura dos três modos classificados para os compósitos poliméricos: (a) fratura interlaminar causada por carregamento em modo I no laminado de carbono IM7/epóxi M21, (b) fratura intralaminar ocasionada por esforços de tração aplicados ao laminado de carbono T300/epóxi 8552 e (c) fratura translaminar produzida no laminado de carbono T300/epóxi LY5052 em solicitação de tração. Como pode ser observada nas respectivas imagens, a fratura translaminar acontece perpendicularmente às faces do laminado compósito sob um domínio significativo de ruptura de fibras longitudinais (0°), enquanto os outros dois modos de falha não envolvem a fratura considerável de fibras. Um importante recurso que pode ser empregado na interpretação da fratura interlaminar está na visualização da direção de crescimento da delaminação, que normalmente acontece em direção paralela às fibras posicionadas a (0°) e impressões dessas fibras na matriz. No entanto, a fratura intralaminar tem tendência a desenvolver-se no início da manifestação de trincas na matriz ou clivagem próxima a região de interface fibra/matriz.

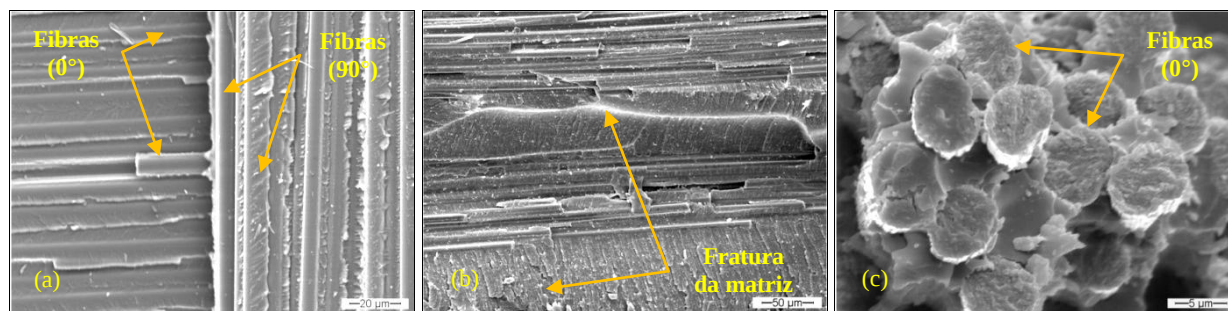


Figura 2. Imagens das faces da: (a) fratura interlaminar, (b) fratura intralaminar e (c) fratura translaminar.

3.2. Fractografia da Fratura em Tração

A fratura resultante de esforços de tração aplicados em uma peça ou componente é provocada por concentradores de tensão ou por sobrecargas na estrutura do material, onde esses fatores atuam como pontos iniciadores de falha. Nos laminados compósitos, a ruptura em tração apresenta o aspecto frágil e quebradiço, sem e com puxamento aleatório de fibras (*fiber pull-out*). No que se refere a esse último tópico, a qualidade da adesão interfacial fibra/matriz é decisiva na definição dos aspectos da fratura. Assim, para proporcionar uma ideia completa sobre as características da superfície de fratura originária por carregamento estático de tração, a Fig. 3 apresenta uma vista parcial representativa da ruptura do corpo de prova de carbono T300/epóxi 8552, localizada próxima a uma de suas bordas. Observa-se que a morfologia da fratura revela uma consistente interação da fratura intralaminar, possibilitada pelas mechas de fibras da trama orientadas a (90°) em relação ao eixo de carregamento do corpo de prova com a fratura translaminar, produzida pelas mechas de fibras do urdume direcionadas a (0°), em planos irregulares e de aparência áspera.

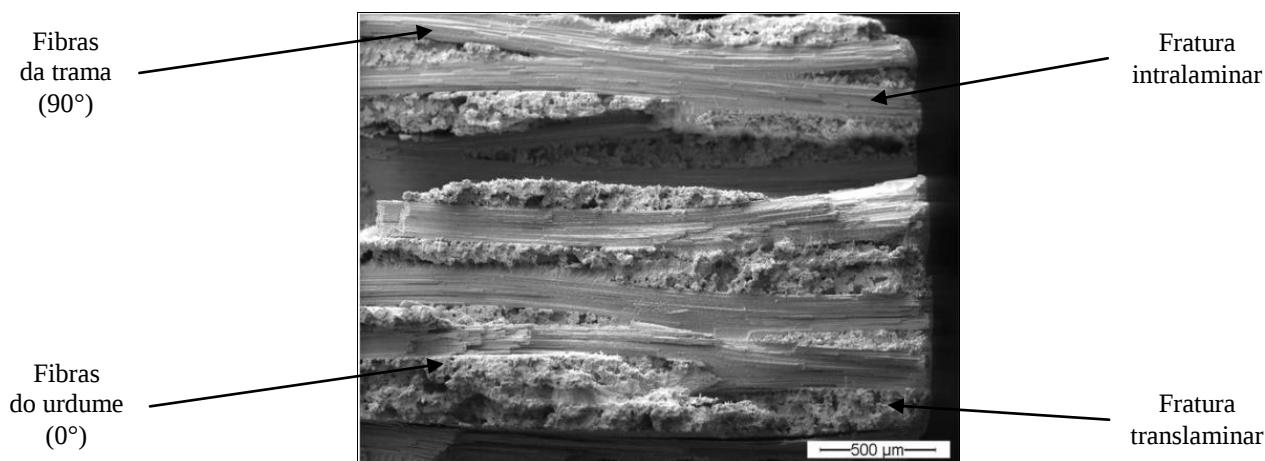


Figura 3. Vista parcial representativa da superfície de fratura do corpo de prova ensaiado em tração.

A Figura 4 rica em detalhe, mostra uma vista parcial da interação citada anteriormente entre os modos de fratura intralaminar e translaminar, em um sítio de entrelaçamento de duas mechas de fibras da trama e do urdume do tecido *plain weave*. Verifica-se que o processo de fratura em carregamento de tração teve o seu início com a manifestação de divisões intralaminares na matriz das mechas de fibras do urdume (0°) próximas à interface, seguido da delaminação causada pela diferença na orientação (0° , 90°) das camadas. Portanto, foi necessário um expressivo aumento de energia

para ocasionar a fratura translaminar das fibras de carbono T300, que compõem as mechas do urdume. Igualmente pode ser constatado que a fratura intralaminar da matriz epóxi 8552 desenvolveu-se por toda a extensão longitudinal da interface das fibras da trama (90°), revelando um aspecto fraturográfico frequentemente produzido pelo cisalhamento da matriz, denominado de cúspides. Também pode ser visualizada a fratura de uma ampla região rica em matriz formada na ondulação das mechas de fibras, a qual exibe os indícios da presença de aspectos fraturográficos identificados como marcas de linhas de rios. Estes aspectos cresceram em uma área de microfluxos texturizados e são provenientes da formação natural de escarpas e do encontro de planos de trincas na fratura da matriz, sobre as quais pode ser inferida a direção da falha pontual (Greenhalgh, 2009).

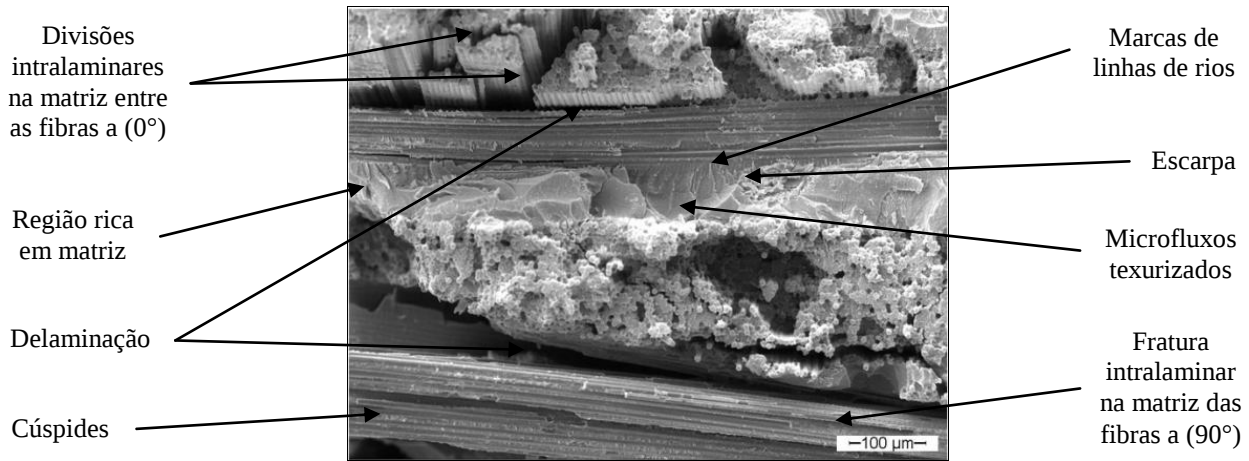


Figura 4. Interação das fraturas intralaminar e translaminar das mechas de fibras após o esforço de tração.

A Figura 5 capturada com maior magnitude ilustra as particularidades da formação das cúspides de cisalhamento. As cúspides são plaquetas inclinadas desenvolvidas a partir da formação de microtrincas na matriz pela introdução de tensões de cisalhamento durante a solitação do laminado. Como não podem se propagar para o interior da mecha em razão da restrição imposta pelo conjunto de fibras, com o aumento de carga, outras microtrincas são formadas na matriz. Contudo, com a continuação do carregamento mecânico, essas microtrincas coalescem próximas às fibras e conduzem ao crescimento das cúspides em toda extensão da fratura. As dimensões e a distribuição desses aspectos na superfície de fratura dependem do volume da matriz que preenche o espaço entre as fibras, assim como da temperatura e condições do processamento, conteúdo de umidade e tenacidade da matriz. A direção de inclinação das cúspides geralmente indica a existência de um esforço de cisalhamento atuando nas duas partes das superfícies de fratura (Greenhalgh, 2009). Além disso, esta imagem revela a presença de uma forte adesão interfacial fibra/matriz, pois não foi detectado o descolamento de fibras durante o carregamento e, após a ruptura do corpo de prova, continuaram unidas por um considerável volume de matriz. Assim, a qualidade da região interfacial formada entre fibra e matriz polimérica tem grande importância no desempenho estrutural dos laminados compósitos, bem como no processamento da matéria-prima e no comportamento de falha do material.

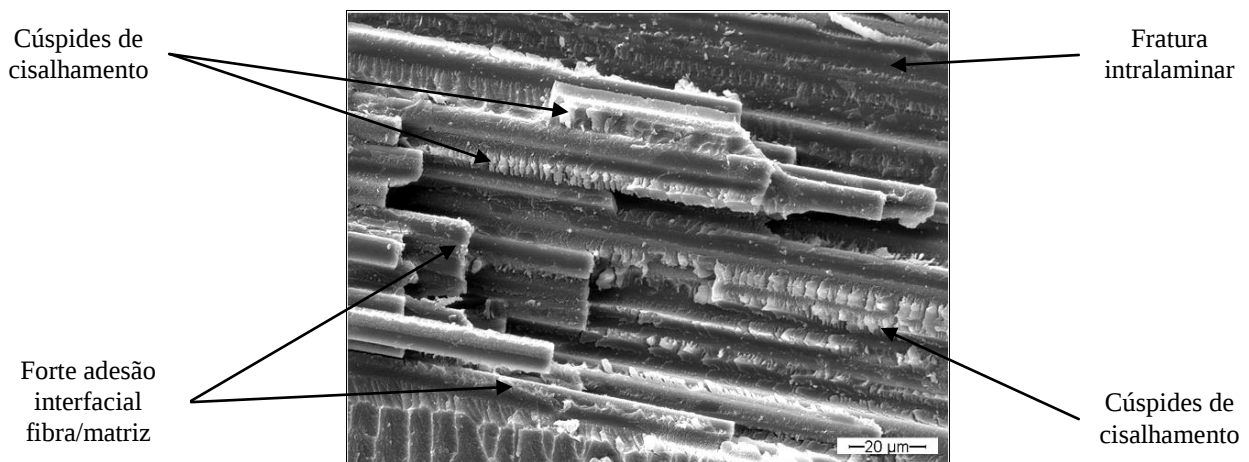


Figura 5. Formação de cúspides de cisalhamento na fratura intralaminar em tração da matriz epóxi 8552.

A Figura 6 exibe as particularidades da morfologia de fratura translaminar das fibras de carbono T300, que formam uma mecha do urdume. Esta imagem é um indicativo da ruptura do laminado compósito por carregamento de tração, onde pode ser visualizado na superfície de fratura das fibras, o aspecto de marcas de linhas radiais. A fratura em tração

de uma fibra pode ser iniciada por uma imperfeição superficial, nem sempre visível, seguido do crescimento da trinca através da seção transversal da fibra, com a produção das marcas de linhas radiais na sua extremidade. Esse tipo de aspecto fractográfico, típico de falha provocada por tração, ocorre com regularidade na ruptura de fibras de carbono, o qual permite inferir o mapeamento sequencial da direção de propagação de uma trinca local nas fibras vizinhas. Esse procedimento é denominado de “Falhas de Fibras Diretamente Atribuíveis” (*Directly Attributable Fibre Failures - DAFFs*), constituindo em um método importante para a análise e interpretação da origem e do sentido de crescimento de falhas de fibras longitudinais, posicionadas na mesma direção do eixo de carregamento em tração (Greenhalgh, 2009). Como pode ser facilmente constatado na análise da imagem, a fratura translaminar das fibras do urdume também acontece em planos levemente diferentes. Além disso, a observação minuciosa propicia a confirmação da consolidação de uma consistente adesão interfacial entre fibra e matriz, assim como apresenta alguns fragmentos de matriz dispersos sobre a superfície de fratura que evidenciam a sua deformação plástica. Esse aspecto que assinala a deformação da matriz polimérica é atribuído à incorporação parcial de agentes tenacificantes de elevada tenacidade à fratura para aperfeiçoar as propriedades do sistema epóxi 8552.

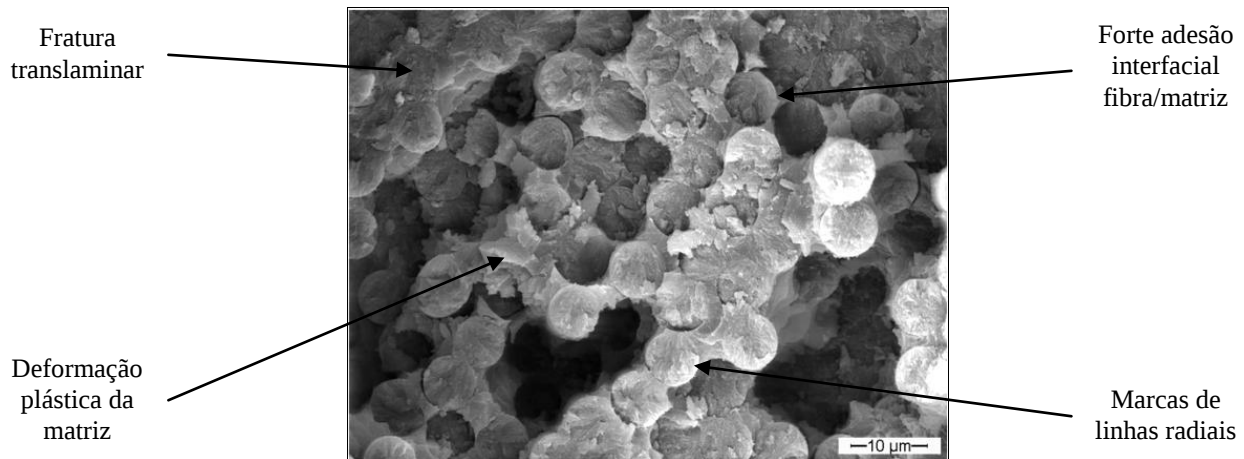


Figura 6. Morfologia da fratura translaminar após o esforço de tração das fibras de carbono T300 do urdume.

A Figura 7 mostra uma vista parcial da superfície de fratura de um conjunto de oito fibras, onde cada fibra expõe as marcas de linhas radiais, que se distribuem a partir de um ponto de origem (O) da trinca. Esse aspecto fractográfico se apresenta na forma de um leque aberto disposto sobre a extremidade da fibra. Da mesma forma, pode ser visualizado nesta imagem, um agrupamento de quatro fibras em contato direto e ordenadas no mesmo plano de fratura. Em sendo assim, as referidas fibras podem ser utilizadas para deduzir a orientação sequencial de crescimento da trinca local por meio da aplicação do conceito DAFFs. O seguimento da fratura translaminar dessa mecha do urdume, provavelmente iniciou em um defeito superficial da fibra (A), que se propagou para as adjacentes (B), (C) e (D), isto é, a falha que aconteceu nas três fibras finais é consequência direta da falha que sucedeu na primeira fibra, favorecendo a indicação da direção de crescimento da falha local. Por outro lado, as fibras identificadas como (E) e (F) estão separadas por uma região rica em matriz com evidências da consolidação de uma forte ligação entre fibra e matriz. Ambos os fatores proporcionaram o crescimento da fratura através da matriz, por meio da convergência de planos de trincas levemente diferentes. Neste caso, a fratura iniciada no canto inferior esquerdo da fibra (E) pelo movimento de trincas na matriz polimérica, espalhou para a fibra vizinha (Greenhalgh, 2009).

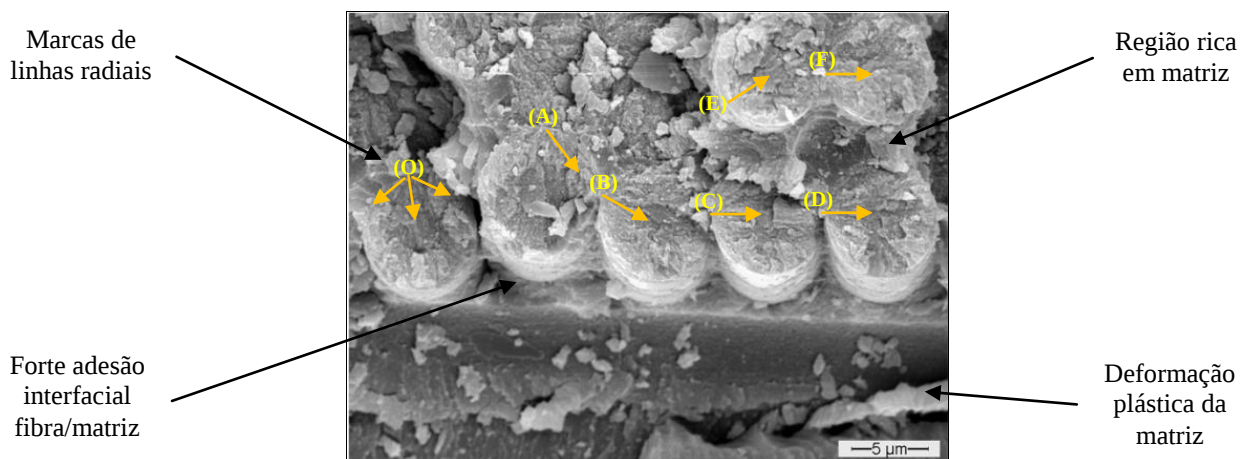


Figura 7. Identificação da direção de crescimento de trincas na fratura de fibras conforme o método DAFFs.

3.3. Fractografia da Fratura em Compressão

A análise fractográfica de laminados compósitos submetidos à fratura em compressão é complexa por influência de várias situações que envolvem o processo de fratura do material. À vista disso, o movimento das superfícies de fratura, induzido durante a sollicitação do corpo de prova, pode produzir fragmentos de materiais, devido à abrasão das faces e conduzir à destruição das características fractográficas da extremidade das fibras ou ocultar informações importantes de interesse da análise. Além disso, a propagação completa da fratura através do material nem sempre acontece, o que impossibilita a separação do laminado. Neste caso, torna-se necessária a aplicação de esforços complementares para a exposição das superfícies de fratura, podendo resultar em danos adicionais que dificultam a interpretação da morfologia. Em sendo assim, para possibilitar um entendimento geral sobre as características da superfície de fratura procedente do carregamento estático de compressão, a Fig. 8 apresenta uma vista parcial representativa da ruptura do corpo de prova de carbono T300/epóxi 8552, localizada próxima a uma de suas bordas. O exame da imagem propicia a identificação da fratura translaminar das mechas de fibras do urdume direcionadas a (0°), tal como revela que a superfície de fratura das camadas de tecido bidirecional entrelaçadas em estilo *plain weave* é relativamente plana e levemente escalonada em referência à direção de carregamento do corpo de prova. Isto aconteceu em consequência do esforço de compressão longitudinal produzir neste tipo de laminado de forte adesão interfacial fibra/matriz, a ruptura da matriz polimérica por cisalhamento e a fratura das fibras das mechas do urdume, por modo de dobramento (Greenhalh, 2009).

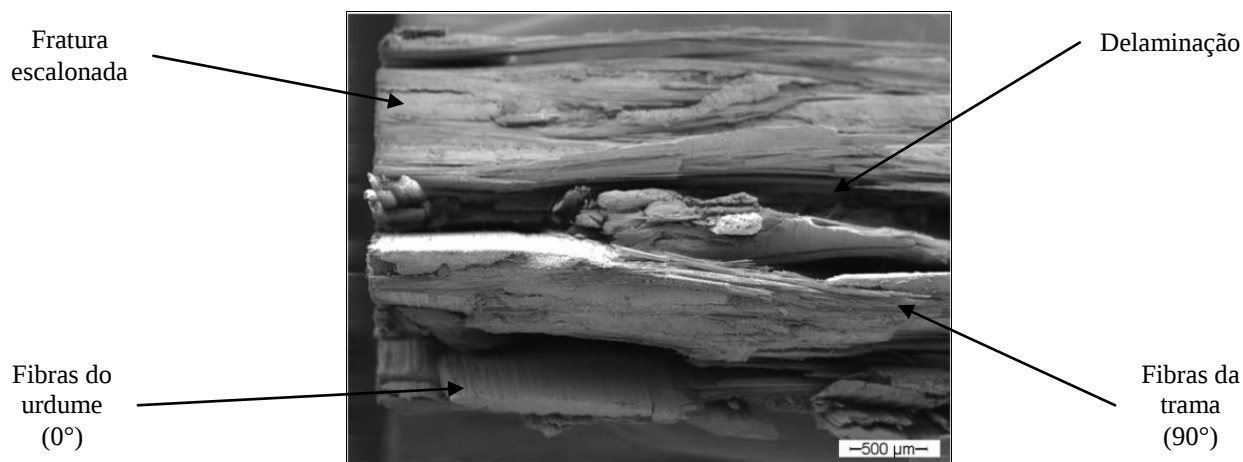


Figura 8. Vista parcial representativa da superfície de fratura do corpo de prova ensaiado em compressão.

A Figura 9 mostra fragmentos superficiais de materiais produzidos durante a sollicitação do laminado e uma fissura na mecha de fibras do urdume, causada pela divisão intralaminar da matriz em razão da microflambagem dessas fibras. Também pode ser constatada a ocorrência de uma significativa interação da fissura com as delaminações desenvolvidas entre a fratura da trama e do urdume. A presença da delaminação é sempre desfavorável à integridade do laminado, pois esse tipo de mecanismo tem a tendência de separar as fibras que suportam as cargas de compressão e, dessa maneira, as fibras falham isoladamente e não podem iniciar a ruptura completa do compósito. Sob carregamento de compressão a separação de fibras que resistem cargas, pode induzir a manifestação de tensões fora do plano e favorecer ainda mais a delaminação e a microflambagem das fibras. Sendo assim, a interação de mecanismos de falha é uma das responsáveis pela suscetibilidade dos compósitos à interferência de defeitos e danos em sua estrutura (Greenhalh, 2009).

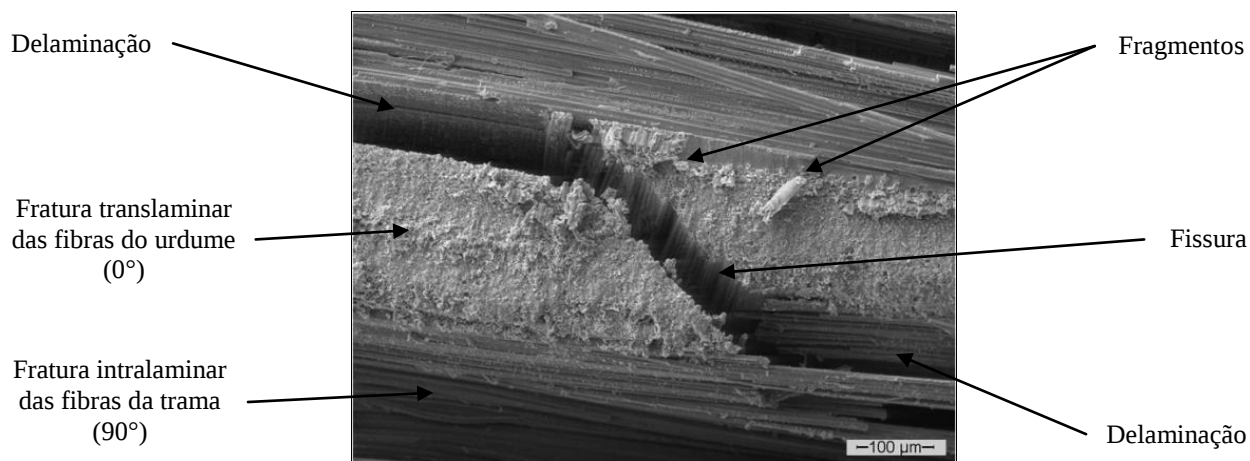


Figura 9. Interação das fraturas intralaminar e translaminar das mechas após o esforço de compressão.

A Figura 10 capturada em maior aumento ilustra o aspecto fractográfico da ruptura de fibras pelo mecanismo de microflambagem. Durante o carregamento induzido no corpo de prova, a resistência imposta ao dobramento lateral das mechas do urdume é assegurada pelo volume de matriz que envolve as fibras. Contudo, uma característica específica a ser considerada na falha em compressão que acontece em laminados de tecido é a influência da ondulação das mechas, localizadas nos pontos de entrelaçamento das fibras. Em laminados de tecido, a falha em compressão frequentemente é acompanhada pela linha de ondulação das fibras, desde que a deformação favoreça o mecanismo de microflambagem das fibras. No caso do laminado em estudo, o tecido *plain weave* exibe expressivas ondulações. Por conseguinte, a deformação longitudinal seguiu a linha de ondulação das mechas da urdidura (0°), onde as fibras trabalharam a favor da fratura por microflambagem. Portanto, quando a fibra experimenta o dobramento, simultaneamente uma parte de sua superfície é submetida ao esforço de tração e a parte contrária ao esforço de compressão. A transição de tração para compressão produz um eixo neutro sobre a extremidade de fratura da fibra, como pode ser notado na Fig. 10. O aspecto de linhas radiais, identificado acima do eixo neutro, aponta a região em que a fibra fraturou por tração, enquanto a aparência de linhas horizontais paralelas, localizadas abaixo do eixo neutro, sinaliza o lado em que a fibra rompeu por compressão. Além disso, podem ser verificadas as evidências de uma forte ligação entre fibra e matriz, assim como o alinhamento regular do eixo neutro na superfície de fratura das fibras. Isto elucidado de maneira ordenada, o processo de ruptura em compressão que ocorreu na solicitação do corpo de prova de carbono T300/epóxi 8552 (Greenhalh, 2009).

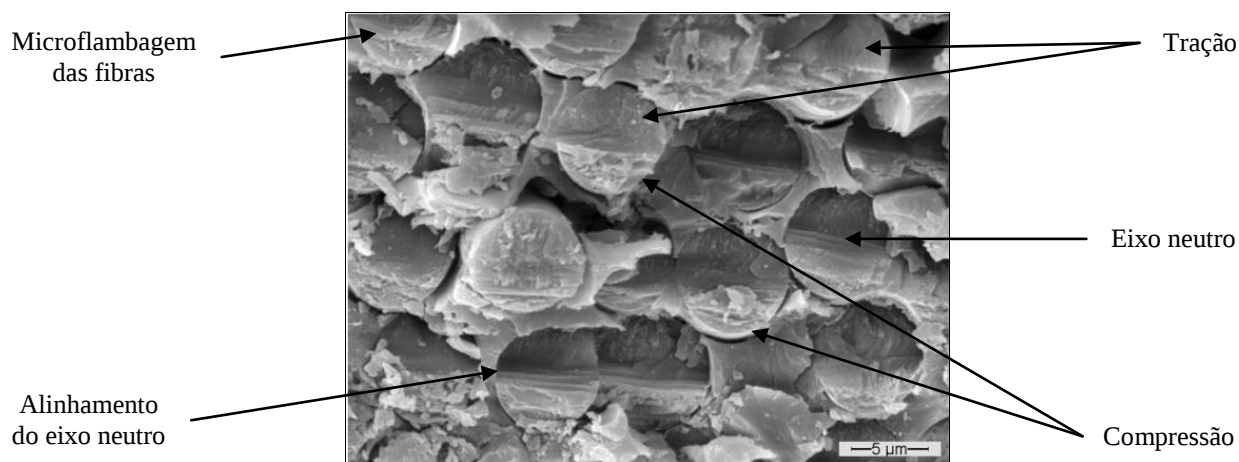


Figura 10. Morfologia da fratura trans laminar após a compressão das fibras de carbono T300 do urdume.

A Figura 11 apresenta a fratura de uma mecha da trama, em que as fibras falharam por compressão transversal. A imagem também revela a fratura em ângulo com inúmeras fissuras na matriz polimérica paralela às fibras. A fratura das mechas da trama geralmente ocorre após a manifestação da falha catastrófica das mechas do urdume (Greenhalh, 2009).

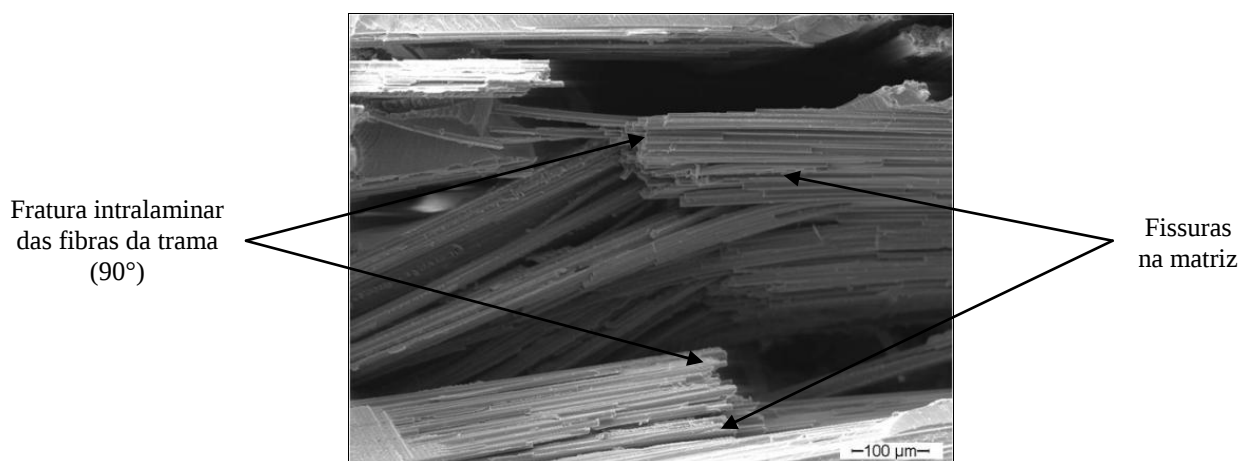


Figura 11. Detalhes da fratura intralaminar após a compressão das fibras de carbono T300 da trama.

4. CONCLUSÕES

A análise fractográfica de laminados de tecido bidirecional ensaiados em tração e compressão é muito complexa, devido às ondulações existentes no entrelaçamento das mechas de fibras da trama e urdume. Alterações consideráveis foram observadas na morfologia de fratura dos corpos de prova ensaiados em tração e compressão, geradas por ruptura da matriz e fratura de fibras.

A fratura translaminar das mechas de fibras do urdume em conjunto com a fratura intralaminar das mechas de fibras da trama, resultantes do carregamento em tração, ocorreram em diferentes planos. Assim, as marcas de linhas radiais na extremidade das fibras, cúspides de cisalhamento e marcas de linhas de rios na ruptura da matriz, foram os aspectos fractográficos identificados nas superfícies de fratura do laminado compósito de carbono T300/epóxi 8552.

Igualmente foi verificada a interação das fraturas translaminar e intralaminar nas mechas de fibras do urdume e da trama na solicitação do laminado em esforços de compressão. Porém, apresentou a superfície de fratura com aparência relativamente plana e levemente escalonada. Em consequência, o principal aspecto fractográfico revelado é consistente com a fratura causada pela microflambagem das fibras do urdume. Este mecanismo de falha é definido na extremidade das fibras por regiões de fratura de tração e de compressão separadas por um eixo neutro, resultando em superfícies de fratura que exibem marcas de linha radiais combinadas com marcas de linhas horizontais paralelas.

Apesar das fibras proporcionarem informações relativamente limitadas sobre o processo de fratura dos laminados, o aspecto fractográfico identificado na morfologia de fratura é um indicativo da ocorrência de falha por carregamento de tração ou de compressão.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores expressam seus agradecimentos ao CNPq (Processos: 150697/2014-7 e 303287/2013-6) e a CAPES/PVNS pelo apoio financeiro concedido e ao ICT - UNIFESP pelo suporte na realização da atividade de análise de falhas.

6. REFERÊNCIAS

- Fan, X.L., Sun, Q. and Kikuchi, M., 2010, "Review of Damage Tolerant Analysis of Laminated Composites", *Journal of Solid Mechanics*, Vol. 2, No. 3, pp. 275-289.
- Greenhalgh, E.S. and Hiley, M.J., 2008, "Fractography of Polymer Composites: Current Status and Future Issues", *Proceedings of the 13th European Conference on Composite Materials*, KTH Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden.
- Kumar, M.S., Raghavendra, K., Venkataswamy, A.M., Ramachandra, H.V., 2012, "Fractographic Analysis of Tensile Failures of Aerospace Grade Composites", *Materials Research*, Vol. 15, No. 6, pp. 990-997.
- Bienias, J., Ostapiuk, M., Surowska, B., 2012, "Fractography and Damage Analysis of Carbon/Epoxy Composites under Static and Dynamic Loads at Elevated Temperatures", *Acta Mechanica et Automatica*, Vol. 6, No. 1, pp. 17-20.
- Purslow, D., 1981, "Some Fundamental Aspects of Composites Fractography", *Composites*, October, pp. 241-247.
- Purslow, D., 1984, "Composites Fractography without an SEM – The Failure Analysis of a CFRP I-Beam", *Composites*, Vol. 15, No. 1, pp. 43-48.
- Purslow, D., 1986, "Matrix Fractography of Fibre-Reinforced Epoxy Composites", *Composites*, Vol. 17, No. 4, pp. 289-303.
- Purslow, D., 1987, "Matrix Fractography of Fibre-Reinforced Thermoplastics, Part 1. Peel Failures", *Composites*, Vol. 18, No. 5, pp. 365-374.
- Purslow, D., 1988, "Matrix Fractography of Fibre-Reinforced Thermoplastics, Part 2. Shear Failures", *Composites*, Vol. 19, No. 2, pp. 115-126.
- Purslow, D., 1988, "Matrix Fractography of Fibre-Reinforced Thermoplastics, Part 3. Tensile, Compressive and Flexural Failures", *Composites*, Vol. 19, No. 5, pp. 358-366.
- Bonhomme, J., Argüelles, A., Viña, J., Viña, I., 2009, "Fractography and Failure Mechanisms in Static Mode I and Mode II Delamination Testing of Unidirectional Carbon Reinforced Composites", *Polymer Testing*, Vol. 28, Sept., pp. 612-617.
- Vinod, M.S., Sunil, B.J., Nayaka, V., Shenoy, R., Murali, M.S., Nafidi, A., 2010, "Fractography of Compression Failed Carbon Fiber Reinforced Plastic Composite Laminates", *Journal of Mechanical Engineering Research*, Vol. 2, No. 1, pp. 001-009.
- Dalai, R.P., Ray, B.C., 2011, "Failure and Fractography Studies of FRP Composites: Effects of Loading Speed and Environments", *Proceedings of the XIX Processing and Fabrication of Advanced Materials*, University of Auckland, New Zealand, 14-17th Januray.
- Ren, F. Jy-An Wang, J., Bertelsen, W.D., 2012, "Fractographic Study of Epoxy under Mode I and Mixed Mode I/III Loading", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 532, pp. 449-455.
- Marat-Mendes, R., de Freitas, M., 2012, "Fractographic Analysis of Delamination in Glass/Fibre Epoxy Composites", *Journal of Composite Materials*, Vol. 47, No. 12 pp. 1437-1448.
- Laffan, M.J., Pinho, S.T., Robinson, P., 2013, "Mixed-Mode Translaminar Fracture of CFRP: Failure Analysis and Fractography", *Composite Structures* Vol. 95, pp. 135-141.
- Greenhalgh, E.S., Bloodworth, V.M., Iannucci, L., Pope, D., 2013, "Fractographic Observations on Dyneema® Composites under Ballistic Impact", *Composites: Part A*, Vol. 44, pp. 51-62.
- Sethi, S., Ray, B.C., 2014, "An Assessment of Mechanical Behavior and Fractography Study of Glass/Epoxy Composites at Different Temperatures and Loading Speeds", *Materials and Design*, Vol. 64, pp. 160-165.

- Khan, R., Jan, S., Ahmad, S., Amjad, M. Badshah, S., Ahmad, M., 2015, "Fractographical Investigation of the Delamination under Fatigue Using Laser Confocal Electron Microscope", International Journal of Scientific Engineering and Technology, Vol. 4, No. 2, pp. 123-125.
- Jollivet, T., Greenhalgh, E.S., 2015, "Fractography, a Powerful Tool for Identifying and Understanding Fatigue in Composite Materials", Procedia Engineering, Vol. 133, pp. 171-178.
- Greenhalgh, E.S., 2009, "Failure Analysis and Fractography of Polymer Composites", Ed. Woodhead Publishing Limited, Abington Hall, Granta Park, Great Abington, Cambridge CB21 6AH, UK, 595p.

7. RESPONSABILIDADE AUTORAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

FRACTOGRAPHY OF STRUCTURAL POLYMER COMPOSITES SUBMITTED TO RUPTURE IN STATIC MECHANICAL TESTS

Geraldo Maurício Cândido, geraldo.candido@pq.cnpq.br¹
Mirabel Cerqueira Rezende, mirabelcr@gmail.com^{1,2}

¹Universidade Federal de São Paulo - Unifesp - Unidade Talim - Rua Talim, 330 - São José dos Campos - São Paulo - CEP: 12231-280

²Instituto Tecnológico de Aeronáutica - ITA - Praça Marechal Eduardo Gomes, 50 - Vila das Acácias - São José dos Campos - São Paulo - CEP: 12228-900

Abstract. *The importance and the crescent use of polymer composites reinforced with continuous fibers in the manufacture of primary structural components for aerospace, automotive and shipbuilding applications are justified especially by characteristics of both high strength and specific stiffness. However, the failure of these materials followed by the rupture of their constituents can happen by manifestation of many micromechanisms, when a component is subjected to normal and foreseeable mechanical stress or when exposed to harsh environments during their useful life. Whenever a composite laminate is fractured, the development of a systematic study of its fracture morphology is the most efficient procedure to investigate the presence of defects and damages in determination of the causes that initiated the failure. This procedure provides also relevant information to the prevention of other occurrences as well as to improve the quality of the material. Thus, what is recommended in this type of work is the use of fractography. Fractographic analysis, with the support of scanning electron microscopy (SEM), allows characterize the fracture surfaces, identifying the factors that contributed to the failure. This analysis can be performed on fracture surfaces of specimens tested in controlled laboratory conditions and also on components failed in service. When the initial fracture region is analyzed accurately, the images captured indicates the direction of crack propagation, helps in the specification of mechanical loading and identifies the fracture plane by interpretation of the morphology of fracture aspects. Moreover, the microscopic observations reveal significant information that characterizes the presence of manufacturing defects, imperfections in the constituent materials, design errors and environmental degradation evidences that can cause the fracture of the material. Thus, the correlation of this information enables a better understanding of the relationship between microscopic structure, mechanical behavior and composite processing with the development of failure events. This paper presents the results of fractographic analyses of specimens of bidirectional laminates of carbon /epoxy tested in static loads of tensile and compression, in room temperature. The study was performed using SEM technique in order to identify the main fractographic aspects of applied loads, considering the growth mechanisms of cracks and fracture modes.*

Keywords: *Fractography, fractographic analysis, polymer composite, failure, fracture surface.*