

TÉCNICAS EXPERIMENTAIS PARA A AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À  
FRATURA DE MATERIAIS COMPÓSITOS PARA REPARO DE DUTOS

José Maurício Rodrigues Touça

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS  
PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE  
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS  
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM  
ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Aprovada por:

---

Prof. Fernando Luiz Bastian, Ph.D.

---

Prof. João Carlos Miguez Suarez, D.Sc.

---

Prof. Célio Albano da Costa Neto, Ph.D.

---

Dr. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc.

Rio de Janeiro, RJ - Brasil

JANEIRO DE 2004

TOUÇA, JOSÉ MAURÍCIO RODRIGUES.

Técnicas Experimentais para a Avaliação da Tenacidade à Fratura de Materiais Compósitos para Reparo de Dutos [Rio de Janeiro] 2004

IX, 131 p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ, M.Sc., Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2004)

Tese – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE

1. Tenacidade à fratura
2. Materiais Compósitos
3. *CTOD* de Schwalbe

I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

À minha avó Suzana (*in memoriam*)  
por ter me mostrado o verdadeiro valor da humildade, do perdão e do amor;  
por ter me mostrado que tudo é possível quando acreditamos,  
que tudo é possível quando se tem fé.

## **Agradecimentos:**

### **- A Deus:**

“Ao Pai dos pais, ao Mestre dos mestres, ao Senhor dos senhores, ao Engenheiro construtor do Universo, ao Deus eterno e infinito que me criou perfeito, dotado de sentimentos e inteligência, que me deu a vida e a força para caminhar na longa jornada da existência permitindo-me atingir mais esta etapa na ciência do conhecimento, minha profunda gratidão!”

### **- Aos meus pais José e Nilzete:**

“De vocês recebi o dom mais precioso do Universo: a Vida. Não contentes em presentear-me com ela, revestiram minha existência com amor, carinho e dedicação; cultivaram na criança todos os valores que a transformaram num adulto responsável e consciente. Abriam as portas do meu futuro, iluminando meu caminho com a luz mais brilhante que puderam encontrar: o estudo. Trabalharam dobrado, sacrificando seus sonhos em favor dos meus; não foram apenas pais, mas amigos e companheiros mesmo nas horas em que meus ideais pareciam distantes e inatingíveis e o estudo um fardo pesado demais. Hoje procuro entre as palavras aquelas que gostaria que seus corações ouvissem do meu, e só encontro uma simples e sincera: Obrigado!”

### **- À minha noiva Lívia:**

“A você que me incentivou durante a minha caminhada, que se alegrou com minhas conquistas e torceu pelo meu êxito, embora tantas vezes privada de minha companhia. Com você, que com amor me fez livre e com amizade me fez forte, divido o mérito desta conquista”. Te amo e te amarei pelo resto de nossas vidas.

### **- Ao meu orientador, Prof. Fernando L. Bastian:**

“*Se fui capaz de ver mais longe, é porque me apoiei nos ombros de gigantes*”. Obrigado pela confiança, apoio, críticas, conselhos e sugestões ao longo desses anos de convivência.

### **- Ao amigo e companheiro Enrique Castrodeza:**

“*Amigo não chega na hora da colheita; vem e planta o trigo*”. Obrigado pela ajuda incondicional em todas as horas e pelas críticas construtivas que me fizeram enxergar mais longe.

### **- À amiga Rita de Cássia:**

“*Nossos caminhos se cruzaram diante de um ideal comum. Partilhamos cada descoberta, desafio e conquista. Dividimos medos, incertezas e inseguranças. Somamos entusiasmos, forças e alegrias. Juntos, as intermináveis horas de estudo e os dias de extremo cansaço foram mais felizes. Hoje temos um pouco do outro em cada um de nós*”.

Valeu amiga por tornar mais fácil essa árdua etapa de minha vida.

- **Ao amigo Gustavo Queiroz:**  
*“A amizade compreende as coisas que as palavras não podem expressar”.*  
 Obrigado pela atenciosa e incansável ajuda durante a realização deste trabalho.
- **Aos amigos e colegas, Roberto, Márcia, Renata, Wanderley, Alexandre, Fabiano, Michelle, André, Aline, Silvana, Regina, Eliana, Bárbara, Cíntia, Carla e Samuel:**  
*“Toda pessoa que passa por nossa vida, não passa sozinha nem nos deixa só. Leva um pouco de nós e deixa sempre um pouco de si”.*  
 Obrigado a vocês pela ajuda, sugestões, apoio e pelos momentos compartilhados no decorrer desta pesquisa.
- **Aos amigos Leandro, Therezinha e Fernando pela ajuda durante a realização deste trabalho e pela amizade de sempre:**  
*“Amigo é coisa pra se guardar do lado esquerdo do peito, dentro do coração...”*
- **Aos técnicos e funcionários do PEMM, Robson, Júlio, Néelson, Laércio, Cláudia, Elias, Bruno e Paulo Menezes:**  
*“A vocês que sempre prontamente contribuíram e muito me ajudaram, guardarei na lembrança uma grande amizade”.*  
 Obrigado pela ajuda na etapa experimental ou na solução de problemas burocráticos.
- **Ao Grupo de Materiais do Instituto de Pesquisa e Desenvolvimento (IPD), do Exército Brasileiro, por cederem os equipamentos e o espaço para a realização da etapa experimental deste trabalho.**
- **Ao técnico Flávio pela imensa e indispensável ajuda na confecção dos corpos de prova utilizados neste trabalho.**
- **Ao CNPq, CNPq/CT Petro, FINEP/CT Petro, pelo suporte financeiro para a realização deste trabalho.**
- **À Agência Nacional de Petróleo (ANP), pela bolsa de estudos a mim concedida e pelo suporte financeiro para a realização deste trabalho.**
- **A todas as pessoas que me ajudaram a concretizar esta etapa da minha vida e que, por motivos alheios à minha vontade, possa ter esquecido de citar.**

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

## TÉCNICAS EXPERIMENTAIS PARA A AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DE MATERIAIS COMPÓSITOS PARA REPARO DE DUTOS

José Maurício Rodrigues Touça

Janeiro/2004

Orientador: Fernando Luiz Bastian

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Muita pesquisa tem sido feita para o desenvolvimento de materiais compósitos para reparo de dutos danificados, mas pouco tem sido feito para caracterizar a resistência à fratura desses materiais, que é de fundamental importância para a avaliação da integridade estrutural na etapa de projeto e/ou para a análise da resistência residual em serviço. O objetivo deste trabalho foi estudar a aplicabilidade de metodologias para a avaliação da tenacidade à fratura de quatro tipos de materiais compósitos poliméricos reforçados por fibras de vidro com diferentes arranjos e frações volumétricas de fibras. Inicialmente adotamos uma metodologia especificamente desenvolvida para compósitos poliméricos reforçados por fibras, baseada na determinação da tenacidade à fratura translaminar ( $K_{TL}$ ), segundo a norma ASTM E-1922. Os resultados mostraram que essa metodologia não foi adequada aos materiais deste trabalho. Prosseguimos fazendo uma comparação entre uma metodologia baseada na avaliação do *CTOD* ( $\delta$ ) e da Integral-*J* pela norma ASTM E-1820, com algumas modificações, e uma mais recente baseada na avaliação do *CTOD* de Schwalbe ( $\delta_5$ ). Os resultados indicaram que a metodologia do  $\delta_5$  foi interessante para a avaliação da tenacidade à fratura dos materiais estudados, sendo muito atrativa porque não depende de modelos matemáticos e pode ser facilmente aplicada em diferentes geometrias de corpos de prova.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

EXPERIMENTAL TECHNIQUES FOR FRACTURE TOUGHNESS EVALUATION  
OF COMPOSITE MATERIALS FOR PIPELINE REPAIR

José Maurício Rodrigues Touça

January/2004

Advisor: Fernando Luiz Bastian

Department: Metallurgical and Materials Engineering

Much research has been done on the development of composite materials for damaged pipelines repair, but little has been done to characterize the fracture resistance of these materials which is of great interest for structural integrity evaluation at the project stage and/or for residual resistance analysis in service. The objective of this work was to study the applicability of methodologies for fracture toughness evaluation of four types of glass fiber reinforced polymer matrix composites with different lay-ups and volume fraction of fibers. Initially we studied the applicability of a methodology developed for fiber reinforced polymer composites based on translaminar fracture toughness ( $K_{TL}$ ) evaluation according to ASTM E-1922 standard. The results showed that this methodology was not appropriate for the studied materials. We continued making a comparison between a methodology based on the *CTOD* ( $\delta$ ) and *J*-Integral evaluation according to ASTM E-1820 standard, with some modifications, and a more recent one based on the Schwalbe's *CTOD* ( $\delta_5$ ). The results indicated that the  $\delta_5$  methodology was interesting for fracture toughness evaluation of the studied materials, being very attractive because it does not depend on mathematical models and it can be easily applied to different specimens geometries.

## Índice

Capítulo 1 – Introdução.....	01
Capítulo 2 – Revisão Bibliográfica.....	04
2.1 – Avaliação Estrutural de Dutos.....	04
2.1.1 – Defeitos Causados por Corrosão.....	06
2.1.2 – Reparo de Dutos.....	08
2.1.2.1 – Corte e Substituição.....	08
2.1.2.2 – Dupla Calha Soldada.....	09
2.1.2.3 – Dupla Calha com Enchimento.....	09
2.1.2.4 – Reparo com Material Compósito.....	10
2.2 – Materiais Compósitos.....	10
2.2.1 – Matriz Polimérica.....	13
2.2.1.1 – Resina Epóxi.....	14
2.2.1.1.1 – Resina Epóxi DGEBA.....	17
2.2.1.2 – Poliéster.....	18
2.2.1.3 – Resina Ureica.....	19
2.2.2 – Fibras.....	19
2.2.2.1 – Fibras de Vidro.....	21
2.2.2.1.1 – Fabricação das Fibras de Vidro.....	22
2.2.2.1.2 – Propriedades das Fibras de Vidro.....	23
2.2.3 – Métodos de Fabricação de Materiais Compósitos de Matriz Polimérica Reforçada por Fibras de Vidro.....	24
2.2.3.1 – “Hand-lay-up”.....	24
2.2.3.2 – Pultrusão.....	25
2.3 – Materiais Compósitos para Reparo de Dutos.....	26
2.4 – Tenacidade à Fratura dos Materiais.....	28
2.4.1 – Mecânica da Fratura Linear Elástica.....	29
2.4.2 – Mecânica da Fratura Elasto-Plástica.....	34
2.4.2.1 – Método da Abertura Crítica da Ponta da Trinca (CTOD).....	35
2.4.2.2 – CTOD segundo a ASTM.....	35
2.4.2.3 – Integral <i>J</i> .....	39
2.4.2.4 – CTOD de Schwalbe.....	42
2.5 – Tenacidade à Fratura de Materiais Compósitos Reforçados por Fibras.....	44
Capítulo 3 – Materiais e Métodos.....	55
3.1 – Materiais.....	55
3.1.1 – Material Compósito Produzido pela Rust Engenharia Ltda....	55
3.1.2 – Material Compósito Produzido pela Clock Spring®.....	57
3.1.3 – Material Compósito Produzido pela StrongBack Corporation	58
3.1.4 – Material Compósito Produzido pelo Laboratório de Materiais Compósitos da COPPE/UFRJ.....	59
3.2 – Metodologia.....	63
3.2.1 – Corpos de Prova.....	64
3.2.2 – Dispositivos Anti-flambagem.....	70

3.2.3 – Indentações.....	72
3.2.4 – Determinação do Ponto Crítico.....	74
3.2.5 – Equipamentos e Ensaios.....	75
3.2.6 – Análise Fratográfica.....	79
Capítulo 4 – Resultados e Discussão.....	80
4.1 – Resultados Gráficos dos Ensaios de Tenacidade à Fratura.....	80
4.2 – Resultados dos Valores de Tenacidade à Fratura.....	86
4.2.1 – Comparação entre $\delta$ tradicional e $\delta_5$ .....	90
4.2.2 – Comparação entre $K$ e $\delta_5$ .....	92
4.2.3 – Comparação entre Integral- $J$ e $CTOD$ ( $\delta$ ).....	93
4.2.4 – Comparação entre Integral- $J$ e $\delta_5$ .....	96
4.3 – Resultados do Material MC2.....	99
4.4 – Resultados da Análise Fratográfica.....	101
Capítulo 5 – Conclusões.....	113
Referências Bibliográficas.....	116
Apêndice.....	123

## **CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO**

Com o passar do tempo, torna-se quase inevitável a perda de espessura causada por corrosão em dutos de aço usados no transporte terrestre de petróleo e seus derivados. A corrosão externa é, em geral, decorrente de falhas na proteção catódica ou de danos no revestimento de proteção. Por sua vez, a corrosão interna é uma consequência da presença de umidade ou água no produto transportado. Para grandes empresas do setor petrolífero, o domínio de tecnologia de reparo de dutos corroídos é de grande importância para a redução de custos no transporte de hidrocarbonetos. Por isso, algumas técnicas para reparo de dutos foram propostas ao longo dos anos, dentre elas podemos citar: a técnica de corte e substituição, que é mais indicada na recuperação de segmentos de duto com corrosão severa ou que perderam sua estanqueidade e que consiste em trocar o trecho corroído por um segmento de duto novo; a técnica de dupla calha soldada que consiste em envolver o duto com duas meias-calhas cuja fixação ao duto é feita por meio de soldas longitudinais de modo a não deixar nenhum espaço anular; e a técnica de dupla calha com enchimento, que consiste em envolver o trecho corroído com uma luva de diâmetro bem maior que o diâmetro externo do duto, de forma que fique um espaço anular entre o duto e a calha onde se faz a injeção sob pressão de epóxi ou outro material similar [1].

As técnicas convencionais de reparo de dutos corroídos citadas anteriormente apresentam algumas desvantagens. A de corte e substituição é uma técnica de reparo de custo elevado, principalmente porque implica em parada operacional. A técnica de dupla calha com soldagem direta apresenta risco de acidentes e a técnica de dupla calha com enchimento não é suficientemente rápida, uma vez que exige a construção de um molde com dimensões precisas. Além disso, duas dificuldades independem da técnica utilizada: o difícil acesso a trecho situado em local ermo e a remoção do solo retirado pela escavação. Por isso, é de suma importância a aplicação de técnicas de reparo que associem eficiência a baixos custos.

O avanço tecnológico proporcionou o desenvolvimento de novos materiais, como os compósitos que são formados pela combinação de dois ou mais materiais dissimilares cujas propriedades finais são superiores às dos materiais constituintes isolados.

Os materiais compósitos utilizados no reparo de dutos geralmente são constituídos de fibras agregadas e uma matriz polimérica. Recentemente têm sido feitos estudos para o desenvolvimento de materiais compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras de vidro para serem utilizados no reparo de dutos contendo defeitos. Entretanto, praticamente pouco tem sido feito para caracterizar a resistência à fratura desses compósitos. As informações sobre o comportamento em fratura desses materiais são de grande interesse científico, uma vez que não há muitos estudos sobre a influência dos arranjos e frações volumétricas de fibras na resistência à fratura dos mesmos, dificultando, inclusive, o projeto de sistemas compósitos para estes reparos.

O objetivo deste trabalho é estudar o comportamento em fratura de quatro tipos de materiais compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras de vidro, que são usados como reparos de dutos, utilizando a metodologia da mecânica da fratura, visando caracterizar a resistência à fratura desses compósitos com diferentes arranjos e frações volumétricas de fibras de vidro.

Desta forma, foram avaliados os valores máximos de tenacidade à fratura desses materiais seguindo uma metodologia semelhante à desenvolvida por Castrodeza *et al* [2, 3,4] para a avaliação da tenacidade à fratura de laminados fibra-metal. Esta metodologia está baseada na determinação e comparação entre os valores de *CTOD* (*Crack Tip Opening Displacement*) da ASTM e de Schwalbe, e na determinação dos valores de Integral-*J*, através da utilização de corpos de prova do tipo compacto de tração (C(T)), de flexão em três pontos (SE(B)) e de tração com trinca central (M(T), de largura finita).

Os resultados indicam que a metodologia do *CTOD* de Schwalbe ( $\delta_5$ ) funciona muito bem para esse tipo de material compósito laminado de matriz polimérica reforçado por fibras de vidro, uma vez que o extensômetro utilizado para a medida do  $\delta_5$  é aplicado diretamente na superfície lateral do corpo de prova, independentemente da geometria e do comportamento global do mesmo, não fazendo uso, desta forma, de funções de calibração. Por sua vez, a metodologia para a determinação do *CTOD* ( $\delta$ ), segundo a norma ASTM, não é muito precisa devido a aproximações que precisam ser consideradas pelo fato desta norma ter sido desenvolvida para materiais metálicos.

Por último, em anexo, é apresentado um artigo resultante da primeira fase deste trabalho de pesquisa de Mestrado, publicado no periódico *Petro & Química* [5], em outubro de 2003, no qual é mostrada uma metodologia normalizada pela ASTM E-1922 [6] proposta para a determinação da Tenacidade à Fratura Translaminar de Compósitos Laminados de Matriz Polimérica, que foi inicialmente adotada na tentativa de determinar os valores de tenacidade dos materiais estudados. Como pode ser comprovado neste artigo, foi possível concluirmos que esta metodologia não se adequou aos materiais em estudo e, por isso, tornou-se necessária a proposta de uma nova metodologia.

## CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 – Avaliação Estrutural de Dutos

Os dutos constituem um meio, seguro e confiável, para o transporte de óleo e gás que, durante a sua vida útil, estão sujeitos a defeitos que podem afetar sua integridade estrutural.

Pode-se dizer que os dutos estão sujeitos a dois tipos de carregamentos: locais, que são aqueles aplicados ao duto considerando-o como uma casca cilíndrica, como é o caso das pressões interna e externa; e globais, que são aqueles aplicados ao duto considerando-o como uma viga, como é o caso, por exemplo, do peso próprio, empuxo, onda e correnteza [7].

A intensificação das leis que protegem o meio ambiente, associada ao envelhecimento das linhas de transporte de óleo e gás em todo o mundo, determinou uma maior atenção para a avaliação da resistência de dutos contendo defeitos causados por corrosão.

A fim de se evitar problemas econômicos, financeiros e ecológicos, torna-se necessário impedir o rompimento dos dutos com defeitos, que ocasiona vazamento de produto e interrupções forçadas de operação. Para isso, periodicamente as linhas devem ser inspecionadas e avaliada a resistência dos trechos apresentando corrosão. Após essa avaliação é possível decidir entre a realização imediata de reparos ou manter o duto em operação [7].

Para levantar as áreas de um duto que sofreram perda de espessura, torna-se necessária a inspeção do mesmo com *pig* instrumentado, um equipamento que percorre toda a extensão do duto e cujos registros são adquiridos através de sensores presentes no mesmo, ou ainda por varreduras com ultra-som. Apesar dos registros com *pig* gerarem medidas indiretas da espessura, após um processamento eles fornecem com determinado

grau de precisão as dimensões (profundidade, largura e comprimento) e a distância de cada defeito a um ponto de referência [1, 7].

A integridade estrutural do duto, entretanto, não pode ser garantida apenas pela inspeção com *pig* instrumentado. Após conhecer as dimensões dos defeitos é necessário que se proceda a aplicação de um método de avaliação estrutural para que se possa fornecer com garantia um diagnóstico preciso sobre a integridade do duto.

Dentre os métodos para avaliação estrutural dos dutos com defeitos estão: (i) método dos elementos finitos (MEF), um método numérico usado para análise local da resistência de dutos com defeitos de qualquer geometria e submetidos a qualquer carregamento, com a desvantagem de exigir pessoal muito especializado e despende muito tempo na realização de cada análise; (ii) métodos empíricos, que são os mais indicados para avaliação de grande quantidade de defeitos, mas que, não podem ser aplicados a todos os casos encontrados na prática, pois fornecem, em algumas situações, resultados excessivamente conservadores que aumentam o custo de manutenção da rede dutoviária por resultarem na remoção prematura de segmentos de duto corroídos que poderiam ser mantidos em operação. Em consequência há necessidade de muita pesquisa nesta área de avaliação estrutural de dutos corroídos.

Caso a avaliação estrutural constate que a pressão admissível de um segmento do duto apresentando corrosão é menor que a pressão de operação, é recomendado reduzir a pressão de operação ou fazer o reparo do duto na região danificada [7]. O código ASME B31G [8] é um manual que apresenta os métodos para a determinação da resistência remanescente em dutos corroídos, bem como os procedimentos para aceitação ou não dos defeitos existentes no duto, tornando-se uma ferramenta importantíssima para a caracterização dos defeitos presentes em um duto.

No caso de dutos terrestres é necessário ir até o local do defeito, fazer escavação e realizar novas medidas da espessura do duto para confirmar aquelas medidas adquiridas com o *pig* instrumentado. Sendo estas novas medidas diferentes das fornecidas pelo *pig*, realiza-se nova avaliação estrutural e, a partir dos resultados dessa nova avaliação, decide-se em relação à necessidade ou não de reparar o duto [1].

Ahammed [9] apresentou uma metodologia para a previsão da resistência residual de dutos pressurizados corroídos e, em particular, a previsão da máxima pressão de operação admissível para a vida útil desses dutos. O método está baseado na propagação da corrosão através da espessura remanescente da parede do duto. Os dados adquiridos a partir da propagação desta corrosão são utilizados para desenvolver um modelo para estimar a máxima pressão de operação admissível.

### **2.1.1 – Defeitos Causados por Corrosão**

A perda de espessura localizada é um tipo clássico e freqüente de defeito em oleodutos e gasodutos decorrente do fenômeno de corrosão que acontece tanto externa (decorrente de falhas na proteção catódica ou de danos no revestimento de proteção) quanto internamente (devido à presença de umidade ou água no produto transportado).

A corrosão externa é capaz de gerar defeitos de geometria específica, sendo esses mais usualmente encontrados em dutos terrestres, tais como os sulcos longitudinais longos e os sulcos espiralados longos. Da mesma forma, a corrosão interna também pode gerar defeitos de geometria específica, tais como corrosão generalizada em torno da geratriz inferior e corrosão rasa generalizada em torno da geratriz superior, defeitos estes presentes tanto em dutos terrestres quanto em dutos submarinos [1].

Os tipos mais comuns de defeitos causados por corrosão, tanto externa quanto interna, são os *pits* e os alvéolos. Para indicar a localização e descrever as geometrias dos defeitos de corrosão optou-se por planificar o duto, considerando a seção transversal do mesmo como o mostrador de um relógio, na qual a posição 6 horas corresponde à geratriz inferior enquanto as posições 0 e 12 horas correspondem à geratriz superior. A Figura 2.1 ilustra essa planificação do duto mostrando alguns tipos de defeitos causados por corrosão.

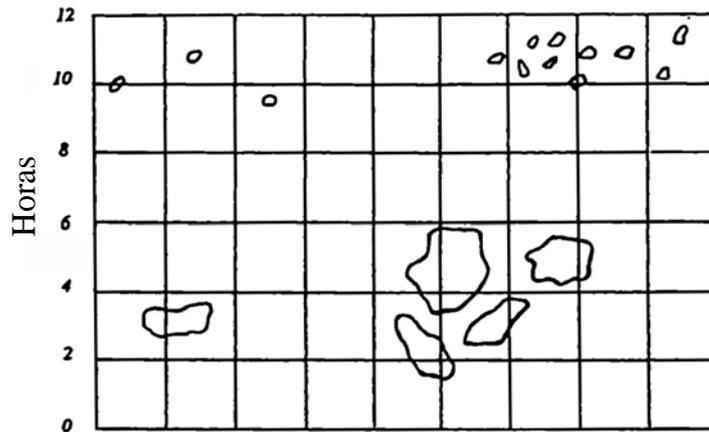


Figura 2.1 – Planificação do duto mostrando alguns defeitos causados por corrosão [1].

A proximidade dos defeitos gera uma interação entre os campos de tensões ocasionados por cada um deles, provocando a superposição dos mesmos, um efeito muito comum em áreas de corrosão generalizada rasa que podem estar salpicadas por *pits*. Os defeitos causados por corrosão também podem aparecer em soldas circunferenciais, longitudinais e espiraladas.

Geralmente, a geometria de um defeito causado por corrosão pode ser definida por três parâmetros: a profundidade  $d$ , o comprimento longitudinal  $L$  e a largura circunferencial  $l$ . A Figura 2.2 ilustra as dimensões de um defeito genérico.

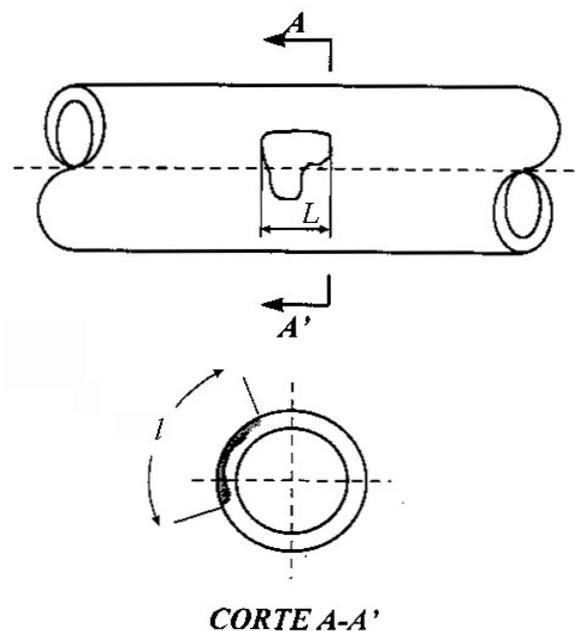


Figura 2.2 – Dimensões longitudinal ( $L$ ) e circunferencial ( $l$ ) de um defeito causado por corrosão [7].

## **2.1.2 – Reparo de Dutos**

Existem várias técnicas de reparo de dutos contendo defeitos, cada uma com características específicas de execução. As dificuldades na realização de um reparo dependem tanto das características do duto a ser reparado quanto dos recursos da técnica de reparo escolhida. No caso de dutos terrestres, o difícil acesso a um trecho situado em local ermo e a remoção do solo retirado pela escavação tornam-se duas dificuldades frequentes e que independem da técnica de reparo escolhida.

Dentre as técnicas tradicionais de reparo de dutos mais utilizadas podemos citar as seguintes [1,10,11]:

### **2.1.2.1 – Corte e Substituição**

É a técnica clássica de reparo mais indicada quando o segmento do duto apresenta corrosão severa ou quando o trecho perdeu a sua estanqueidade. A vantagem desse método encontra-se no fato do trecho corroído ser trocado por um segmento de duto novo que vai apresentar a pressão de projeto restabelecida, sem a presença de reforço.

Entretanto, este tipo de reparo apresenta algumas desvantagens operacionais e logísticas. Primeiro é necessária a interrupção da operação do duto para a remoção do produto interno do mesmo. Após a retirada do trecho é fundamental que se faça a limpeza para eliminação dos resíduos. Verificando-se a ausência de resíduos no duto segue-se a operação de corte e substituição do trecho corroído. Antes que o duto volte a operar é necessário que se realizem alguns testes previstos nas normas de operação que garantam a integridade do mesmo como, por exemplo, teste de verificação da integridade da solda, teste hidrostático do duto, entre outros.

### **2.1.2.2 – Dupla Calha Soldada**

Esta técnica consiste em envolver o duto com duas meias-canas, chamadas de calhas, que são confeccionadas com material similar ao empregado no duto a ser reparado. Estas calhas devem ser dimensionadas de maneira a envolver o duto a ser reparado sem deixar espaço entre o duto e a calha, e com comprimento suficiente para cobrir toda a área corroída.

Realiza-se, então, a fixação das duas calhas por meio de soldagem longitudinal de modo a não deixar nenhum espaço anular. Existem na literatura duas maneiras, designadas como A e B, de realizar esta técnica. No primeiro tipo de reparo (Tipo A) não é feita a selagem nas extremidades das calhas. No segundo tipo (Tipo B), as extremidades das calhas são seladas, tornando este método o mais utilizado no reparo de dutos.

### **2.1.2.3 – Dupla Calha com Enchimento**

Esta técnica consiste em envolver o trecho corroído do duto com uma luva de diâmetro bem maior que o diâmetro externo do duto, permitindo um espaço anular entre o duto e a luva. Espaçadores são utilizados para garantir a uniformidade da distância entre a luva e o duto. Dessa forma, as extremidades da luva são vedadas e o espaço anular é preenchido com a injeção sob pressão de resina epoxídica ou outro material similar.

Esta técnica é semelhante à anterior, sem a necessidade de soldagem de componentes no duto. A união das calhas entre si, para a formação da luva, é feita com parafusos ou por soldagem. O inconveniente desta técnica é a necessidade da construção de um molde (luva) de dimensões precisas e com boa estanqueidade.

#### **2.1.2.4 – Reparo com Material Compósito**

Os importantes avanços no campo dos materiais, conseqüentes da constante corrida pelo desenvolvimento tecnológico, proporcionaram o desenvolvimento dos materiais compósitos que representam um enorme passo na constante busca pela otimização de novos materiais. Dessa forma, apresentamos um resumo desta distinta classe de materiais, indicando suas principais vantagens e propriedades que os tornaram atrativos na área de reabilitação estrutural de dutos danificados.

### **2.2 – Materiais Compósitos**

Partindo do conceito natural dos materiais compósitos que existem na natureza, como a madeira, o osso, entre outros, o homem combinou diferentes materiais em um material compósito integral que agrega propriedades mecânicas dos diferentes materiais que constituem o mesmo, formando um novo tipo de material de suma importância para áreas até então nunca antes desenvolvidas.

Tomando como base essas considerações, define-se material compósito como aquele material que satisfaça as seguintes características [12, 13, 14]:

- seja manufaturado;
- consista de duas ou mais fases distintas, adequadamente arranjadas ou distribuídas, separadas por uma interface;
- apresente características que não sejam próprias dos componentes quando isolados.

Os materiais compósitos são formados por duas fases, a matriz e a fase dispersa. A matriz, que pode ser polimérica, metálica ou cerâmica, é contínua e envolve a fase dispersa com a finalidade de mantê-la unida e protegê-la de danos superficiais e ataques químicos, além de suportar uma pequena parte da tensão aplicada. A fase dispersa, que compreende o reforço, tem como finalidade suportar a maior parte da tensão aplicada, gerando uma maior rigidez e resistência no compósito como um todo, restringindo,

também, o escoamento da matriz [15]. Algumas vezes, devido a interações químicas ou outros efeitos de processamento, uma fase adicional chamada interfase aparece entre o reforço e a matriz, que, apesar de pequena em tamanho, representa um importante papel no controle dos mecanismos de falha, na tenacidade à fratura e no comportamento geral tensão-deformação do material [16].

Os compósitos apresentam vantagens sobre os materiais monolíticos, como elevada resistência, elevada rigidez, vida longa em fadiga, baixa densidade e fácil adaptação para a função na estrutura para a qual foram desenvolvidos. Melhorias adicionais podem ser adquiridas na resistência à corrosão, resistência ao desgaste, aparência, estabilidade térmica, isolamento térmico, condutividade térmica e isolamento acústico.

O comportamento estrutural superior dos materiais compósitos está baseado nas elevadas resistência específica (razão de resistência por densidade) e rigidez específica (razão de módulo por densidade), bem como nas características anisotrópicas e heterogêneas do material.

Um material é anisotrópico quando suas propriedades em um ponto variam com a direção ou dependem da orientação dos eixos de referência. Se as propriedades do material ao longo de qualquer direção são as mesmas daquelas ao longo de uma direção simétrica com respeito a um plano, então este plano é definido como plano de simetria do material. Os materiais podem apresentar nenhum, um, dois, três ou infinitos planos de simetria. Um material anisotrópico não tem plano de simetria. Um material é denominado ortotrópico quando apresenta três planos de simetria perpendiculares entre si [16].

A heterogeneidade é definida quando as propriedades do material variam ponto a ponto ou dependem da localização. Neste caso, a heterogeneidade está associada com a escala ou volume característico [16].

As propriedades finais do compósito são uma função das propriedades das fases constituintes, suas respectivas quantidades e da geometria da fase dispersa, que engloba a forma, tamanho, distribuição e orientação do reforço (partículas, fibras, “whiskers”).

Os materiais compósitos são divididos nas seguintes classes de acordo com o tipo de reforço utilizado [12]:

a) Compósitos reforçados por partículas

- Partículas grandes
- Endurecidos por dispersão

b) Compósitos reforçados por fibras

- Fibras contínuas (alinhadas)
- Fibras descontínuas (curtas alinhadas ou orientadas aleatoriamente)

c) Compósitos estruturais

- Laminados
- Painéis sanduíches

Os materiais compósitos reforçados por fibras podem ser classificados de acordo com o tipo de matriz utilizada, a saber:

a) Compósitos de matriz polimérica

Utilizam resinas termoplásticas ou termorrígidas reforçadas com fibras naturais ou sintéticas, orgânicas ou não. São utilizados primariamente em aplicações de baixa temperatura;

b) Compósitos de matriz metálica

Consistem de metais ou ligas reforçados com fibras de boro, carbono ou cerâmicas. A temperatura máxima de uso desses materiais está limitada pela temperatura de fusão da matriz metálica;

c) Compósitos de matriz cerâmica

Consistem de matrizes cerâmicas reforçadas por fibras cerâmicas. São muito utilizados para aplicações em temperaturas muito altas.

### 2.2.1 – Matriz Polimérica

Os polímeros são moléculas relativamente grandes, de pesos moleculares da ordem de  $10^3$  a  $10^6$ , em cuja estrutura se encontram, repetidas, unidades químicas simples conhecidas como *meros*, unidas através de ligações covalentes. O termo polímero vem do grego (muitas partes) e é indefinido, no sentido de que o menor comprimento ou tamanho de molécula não é especificado [17]. Dessa forma, o polímero representa uma coleção de um grande número de moléculas com estrutura química semelhante e comprimentos distintos.

Quando se encontram no estado sólido essas moléculas apresentam-se imobilizadas, ou em uma configuração aleatória quando se trata de polímeros amorfos ou em uma mistura de configurações aleatória e ordenada, apresentando parte das cadeias dobradas ou empacotadas, formando os chamados cristalitos em polímeros semicristalinos (17, 18).

Dessa maneira, o processo de polimerização para a formação do polímero envolve a união de vários monômeros através de reações ou de adição ou de condensação. A polimerização por adição envolve reações em cadeia que acontecem em três etapas: iniciação, propagação e terminação, cada uma delas com velocidades e mecanismos diferentes. Neste processo não há formação de subprodutos e as espécies que reagem possuem centros ativos (íons ou radicais), responsáveis pelo crescimento rápido e diferenciado que resulta em cadeias de altos pesos moleculares. Já a polimerização por condensação consiste de reações que acontecem em etapas nas quais não há distinção reacional entre o início da formação do polímero ou o crescimento macromolecular ou a interrupção desse crescimento. Neste processo há formação de subprodutos e o crescimento da cadeia depende da eliminação de moléculas pequenas, como  $H_2O$ ,  $HCl$ ,  $NH_3$ , resultando, assim, em um desaparecimento rápido das espécies monoméricas, sem acarretar crescimento imediato da cadeia macromolecular [17].

Os polímeros ainda podem ser classificados em termoplásticos e termorrígidos considerando-se o comportamento dos mesmos em função da aplicação de calor e pressão ou a resposta mecânica e química dos mesmos diante de solventes.

Os polímeros termoplásticos podem ser lineares ou ramificados e não apresentam ligações cruzadas. A união dessas moléculas é feita através de ligações secundárias fracas (Van der Waals e ligações de hidrogênio). Na presença de calor ou solvente apropriado os polímeros termoplásticos amolecem ou se fundem devido, principalmente, à quebra das ligações e mudança de posição das moléculas dentro da estrutura. Quando se resfriam, as moléculas permanecem em uma nova posição estrutural, restaurando as ligações secundárias entre elas, caracterizando uma importante propriedade desses materiais que é a capacidade de reciclagem. Como exemplos de polímeros termoplásticos podemos citar o polietileno de alta e/ou baixa densidade, o poliestireno e o poli (metacrilato de metila).

Os polímeros termorrígidos apresentam as moléculas ligadas quimicamente através de ligações cruzadas, na forma de uma rígida rede tridimensional. As ligações cruzadas são formadas durante o processo de polimerização e dificultam o deslizamento entre as moléculas do polímero, tornando-o mais rígido. Dessa forma, os polímeros termorrígidos normalmente não podem ser reciclados, pois sofrem degradação e perda de propriedades quando submetidos ao calor ou em presença de solvente apropriado. Entre os polímeros termorrígidos podemos citar as resinas epóxi, fenólica e poliéster. Como esses polímeros são relativamente resistentes a ambientes agressivos e utilizáveis em temperaturas mais altas, tornaram-se os mais utilizados em materiais compósitos de matriz polimérica [12, 17, 18].

### **2.2.1.1 – Resina Epóxi**

A resina epóxi apresenta uma grande versatilidade de aplicação em materiais compósitos devido, principalmente, a obtenção de diferentes propriedades mecânicas, físicas e químicas a partir deste polímero. O nome epóxi classifica uma larga escala de produtos que apresentam em comum um anel constituído de dois átomos de carbono ligados a um átomo de oxigênio por meio de ligações covalentes simples. A resina epóxi é um polímero que contém dois ou mais grupos epóxi [19]. A Figura 2.3 representa esquematicamente o anel citado.

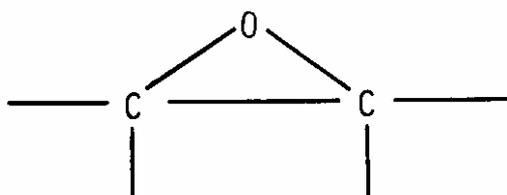


Figura 2.3 – Representação esquemática do grupo epóxi [18].

A classificação da resina epóxi como termorrígida tem origem nas reações de abertura do anel que promovem as ligações cruzadas resultando em uma solidificação por reação química. A reação de polimerização ou cura para transformar a resina líquida em sólida inicia-se com a adição de pequenas quantidades de um agente de cura reativo, ou endurecedor precedendo a incorporação das fibras à mistura líquida. O tipo e a quantidade do agente de cura são responsáveis pelo tempo de cura e temperatura para completar a reação de polimerização. A reação se inicia e se desenvolve à temperatura ambiente para alguns agentes de cura, enquanto, para outros, são necessárias temperaturas elevadas. Muitas vezes, pode-se adicionar aceleradores à mistura líquida com intuito de diminuir o tempo de cura da resina.

As propriedades de uma resina epóxi curada dependem principalmente da densidade de ligações cruzadas que é controlada pela estrutura química do tipo de resina epoxídica utilizada, pela funcionalidade do agente de cura e pelas condições da reação, tais como temperatura e tempo. Enquanto o módulo de elasticidade, a temperatura de transição vítrea, a estabilidade térmica e a resistência química são melhoradas com o aumento da densidade de ligações cruzadas, a deformação até a fratura e a tenacidade à fratura são reduzidas [18].

As principais características e propriedades das resinas epóxi são [19, 20, 21]:

- Pode-se conseguir uma grande variedade de formas desejadas para as mais diversas aplicações, através da utilização de endurecedores de resina e modificadores, obtendo-se desde materiais com baixos valores de viscosidade até sólidos com alto ponto de fusão;

- As resinas epóxi reagem com certos endurecedores por adição direta, sem evolução para subprodutos voláteis ou água e com um rearranjo químico bem pequeno. Além disso, exibem baixa contração durante o processo de cura;
- A distância entre os pontos de ligações cruzadas e a presença de cadeias alifáticas proporcionam a tenacidade dessas resinas;
- A característica de baixa contração das resinas epóxi ajuda na formação de ligações adesivas fortes e relativamente sem deformação, permitindo uma boa adesão destas à uma variedade de substratos;
- Apresentam boas propriedades mecânicas, boa resistência e podem ser utilizadas em adesivos em aplicações estruturais;
- Apresentam, geralmente, alta resistência à álcalis, ácido e solvente. Uma resistência química específica depende da seleção adequada do agente de cura e da resina;
- Apresentam boas propriedades elétricas sob uma faixa de frequências e temperaturas. São excelentes materiais isolantes, exibindo boa propriedade dielétrica;
- Apresentam boa estabilidade térmica, que depende das ligações éster e éter presentes;
- As resinas epóxi agem como excelentes barreiras de umidade, apresentando baixo teor de absorção de água.

Diversos aditivos são utilizados para modificar as características das resinas epóxi. Os diluentes são utilizados para reduzir a viscosidade; os flexibilizadores são usados para tornar a resina mais flexível e outros agentes são adicionados para protegê-la contra radiação ultravioleta.

Os modificadores das resinas epóxi como o PVC, poliésteres, poliuretanos, silicones, acrílicos e resinas de butadieno-acrilonitrila, são adicionados para conferir ou realçar propriedades especiais, dentre as quais podemos citar a flexibilidade, tenacidade, resistência ao impacto, adesão a substratos e resistência em recobrimentos.

Freqüentemente as resinas epóxi são utilizadas em revestimentos, adesivos e plásticos reforçados por fibras de vidro.

A Tabela 2.1 mostra algumas propriedades mecânicas das resinas epóxi.

Tabela 2.1 – Propriedades mecânicas das resinas epóxi [21,22].

Propriedades	Resina Epóxi
Módulo de Elasticidade (GPa)	2,8 – 4,5
Resistência à Tração (MPa)	55 – 60
Tenacidade à Fratura (MPa.m <sup>1/2</sup> )	0,6
Alongamento (%)	1,5 – 8,0
Coefficiente de Expansão Térmica (10 <sup>-6</sup> m/mK)	50 – 80

#### 2.2.1.1.1 – Resina Epóxi DGEBA

A resina DGEBA representa o tipo de resina epóxi mais comum, conhecida como diglicidil éter de bisfenol A e representa o produto da reação do bisfenol A com o epiclorohidrina. Contém dois grupos epóxi e constitui-se num líquido orgânico de baixo peso molecular. A estrutura química dessa resina é apresentada na Figura 2.4.

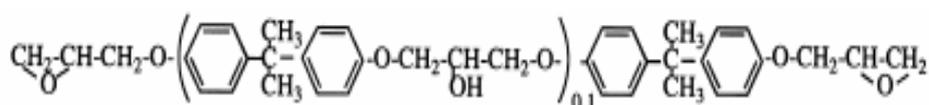


Figura 2.4 – Estrutura química da resina diglicidil éter de bisfenol A [23].

A versão comercial dessa resina apresenta um peso molecular de 380g/mol. Algumas mudanças na base dessa resina têm sido feitas com a finalidade de ajustar as propriedades plásticas finais [23].

### 2.2.1.2 – Poliéster

As resinas poliéster são insaturadas e apresentam um certo número de ligações duplas carbono-carbono. Dependendo do tipo de poliéster, a preparação desse tipo de resina pode ocorrer com a reação de anidrido maleico e propileno glicólico. Ácidos saturados como os isoftálicos ou ortoftálicos são adicionados para modificar a estrutura química entre as ligações cruzadas. O líquido polimérico é, então, dissolvido em um diluente reativo, como o estireno, que além de reduzir a viscosidade, atua como agente de ligação, unindo as moléculas adjacentes de poliéster aos seus pontos de insaturação. A reação de cura vai depender da taxa de decomposição do catalisador. A Figura 2.5 ilustra uma molécula de poliéster insaturada.

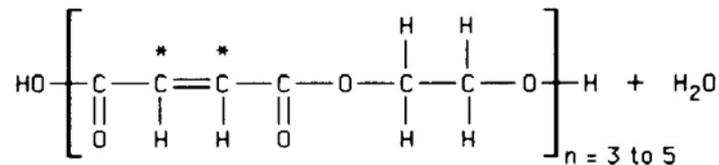


Figura 2.5 – Molécula de poliéster insaturada [18].

Como no caso das resinas epóxi, as propriedades das resinas poliéster dependem fortemente da densidade das ligações cruzadas e são, geralmente, inferiores às das resinas epóxi. As vantagens das resinas poliéster são a baixa viscosidade, tempo de cura rápido e baixo custo. Como principal desvantagem sobre as resinas epóxi podemos citar uma alta contração volumétrica. De acordo com a literatura [22] o valor de tenacidade à fratura da resina poliéster está em torno de 0,6 MPa.m<sup>1/2</sup>.

### 2.2.1.3 – Resina Ureica

Na década de 80 foram feitas muitas descobertas e avanços na química de polímeros elastoméricos baseados em resinas formadas por grupos amina reativos e pré-polímeros de isocianeto de alto desempenho. Esses sistemas poliméricos resultantes foram denominados de poliuréias a apresentavam certas características adequadas para aplicações de rápido processamento. Dentre as principais características das poliuréias podemos citar [24, 25]:

- Reatividade consistente e cura rápida;
- Aplicação sob elevada umidade e/ou em baixas temperaturas;
- Grande resistência à abrasão;
- Resistência química;
- Não necessitam de solventes.

### 2.2.2 – Fibras

Os reforços para os materiais compósitos não precisam estar, necessariamente, na forma de fibras longas, podendo ser utilizados na forma de partículas, fibras curtas, fibras contínuas, flocos ou *whiskers*. A maioria dos reforços está na forma de fibras porque é nesta configuração que eles se apresentam mais resistentes e rígidos. Para isso existe uma larga variedade de fibras para serem utilizadas como reforços para compósitos.

O uso de fibras como materiais de engenharia de alto desempenho está baseado em três importantes características das mesmas [12, 26]:

- 1) Um pequeno diâmetro em relação ao tamanho de grão ou outra unidade estrutural, resultando no chamado efeito de tamanho, ou seja, quanto menor o tamanho, menor a probabilidade de encontrar imperfeições no material;

- 2) Uma elevada razão de aspecto (comprimento/diâmetro,  $l/d$ ), que permite a transferência de uma larga fração da carga aplicada da matriz para as fibras rígidas e resistentes;
- 3) Um elevado grau de flexibilidade, que representa realmente uma característica de um material que tem um elevado módulo e um pequeno diâmetro. A flexibilidade permite o uso de uma variedade de técnicas para a fabricação de materiais compósitos com essas fibras.

Muitas fibras se comportam linearmente até a fratura no ensaio de tração, como é mostrado na Figura 2.6 [16]. Uma importante propriedade da fibra relacionada com a resistência e a rigidez é a deformação máxima ou deformação para fratura, porque isso influencia significativamente na resistência do compósito laminado como um todo.

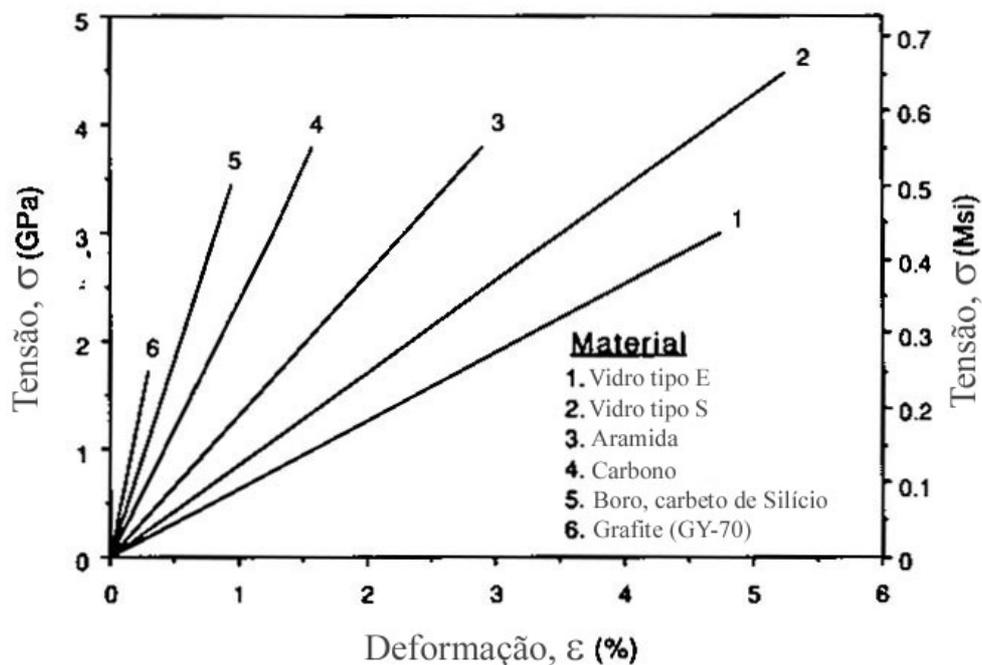


Figura 2.6 – Curvas tensão-deformação de algumas fibras usadas como reforço [16].

### 2.2.2.1 – Fibras de Vidro

Fibra de vidro é um nome genérico que serve para designar as fibras que tem como base em sua composição a sílica e outros óxidos como o de cálcio, de boro, de sódio, de ferro e de alumínio. Geralmente esses vidros são amorfos, apesar de alguma cristalização poder ocorrer após um aquecimento prolongado em altas temperaturas, levando à redução da resistência. A Tabela 2.2 ilustra as composições químicas típicas e propriedades de três tipos de fibras de vidro mais populares.

Tabela 2.2 – Composições químicas e propriedades das fibras de vidro [13]

	<b>Tipo E</b>	<b>Tipo C</b>	<b>Tipo S</b>
<b>Composição (%)</b>			
SiO <sub>2</sub>	52,4	64,4	64,4
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	14,4	4,1	25,0
CaO	17,2	13,4	-----
MgO	4,6	3,3	10,3
Na <sub>2</sub> O + K <sub>2</sub> O	0,8	9,6	0,3
B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	10,6	4,7	-----
BaO	-----	0,9	-----
<b>Propriedades</b>			
$\rho$ (Mg m <sup>-3</sup> )	2,60	2,49	2,48
$K$ (Wm <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> )	13	13	13
$\alpha$ (10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> )	4,9	7,2	5,6
$\sigma$ (GPa)	3,45	3,30	4,6
$E$ (GPa)	76,0	69,0	85,5
$T_{max}$ (°C)	550	600	650

A designação E refere-se a elétrico, porque as fibras de vidro do tipo E são boas isolantes elétricas, além de apresentarem boa resistência à tração e módulo de elasticidade razoável; C representa corrosão, porque as fibras de vidro do tipo C apresentam melhor resistência à corrosão química; S representa resistência (*strength*), pois apresenta resistência, módulo de elasticidade e resistência à temperaturas superiores às das outras fibras de vidro apresentadas [13].

### 2.2.2.1.1 – Fabricação das Fibras de Vidro

A Figura 2.7 ilustra um fluxograma de um processo de fabricação de fibras de vidro. O processo tem início com a mistura à seco das matérias-primas que compõem o vidro que, em seguida, é fundida em um forno de fusão de alta temperatura, em torno de 1500 °C, onde os gases dissolvidos são removidos e a homogeneidade da composição química é alcançada.

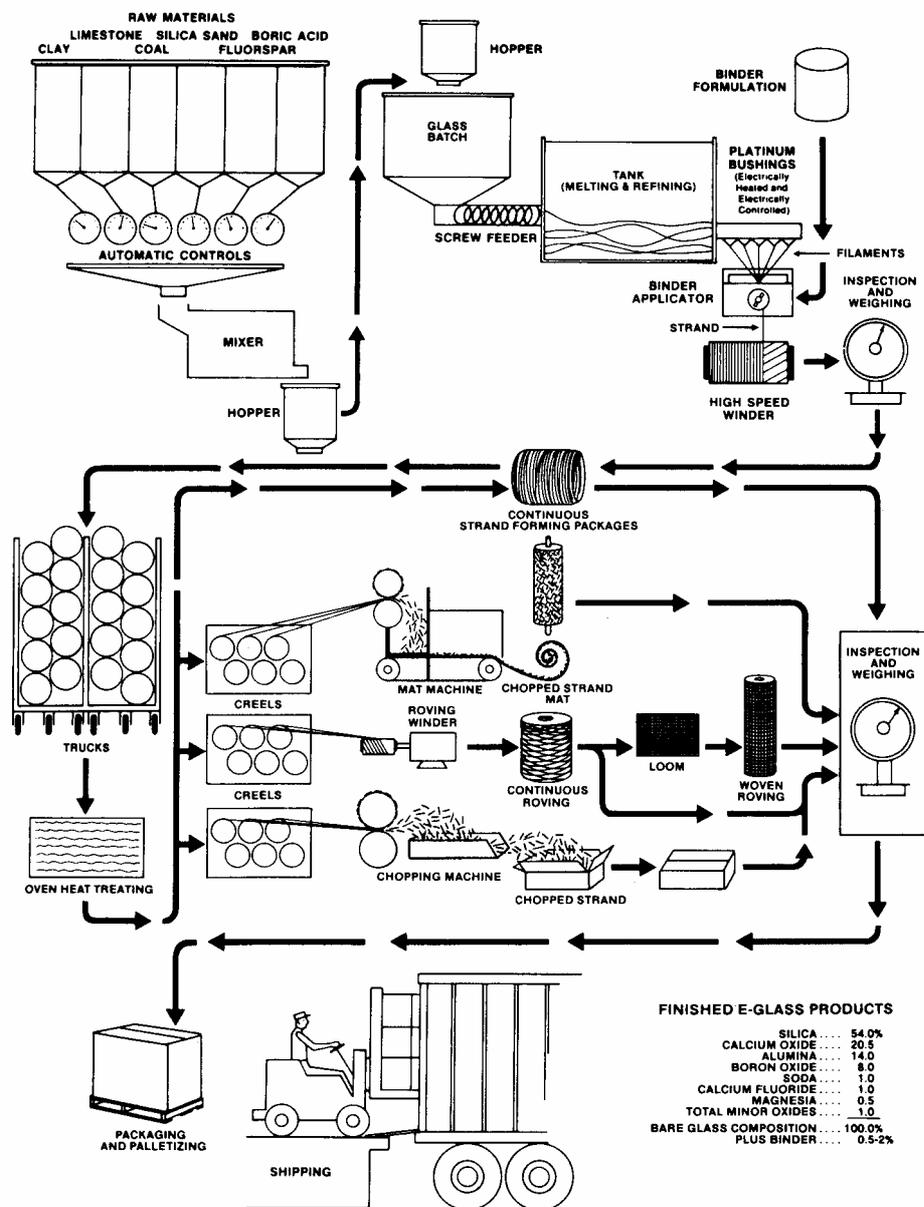


Figura 2.7 – Fluxograma do processo de fabricação das fibras de vidro [18].

Logo após, a massa fundida é direcionada para moldes que apresentam centenas de orifícios micrométricos, chamados fieiras, e ainda recebe na saída um revestimento com ação protetora.

Este revestimento, aplicado na forma de emulsão, é constituído por uma mistura de lubrificantes para prevenir a abrasão entre os filamentos, agentes anti-estáticos para reduzir a fricção estática entre os filamentos e um ligante que acondiciona os filamentos juntos em um cordão. Além disso ainda pode conter pequenas porcentagens de um agente de acoplamento para promover uma melhor aderência fibra/matriz.

Na etapa posterior as fibras são direcionadas para estufas para que a água absorvida durante a aplicação da emulsão seja evaporada. Com o término desta etapa as fibras estão prontas para serem comercializadas, seja na forma de cordão, mantas, tecidos ou picadas.

#### **2.2.2.1.2 – Propriedades das Fibras de Vidro**

Entre as principais características das fibras de vidro estão sua baixa densidade e elevada resistência mecânica. Apesar dessa relação resistência/peso ser alta, a de módulo/peso é moderada, o que levou outros setores a buscarem as chamadas fibras avançadas. As fibras de vidro continuam sendo usadas como reforço para resinas poliéster, epóxi e fenólicas. São relativamente baratas e disponíveis em diversas formas. Por outro lado, as fibras de vidro são susceptíveis à “fadiga estática”, ou seja, quando sujeitas a carregamento constante por um período longo, as fibras de vidro podem sofrer crescimento de trinca subcrítico, que pode levar à falha em cargas inferiores àquelas que suportaria se o carregamento fosse instantâneo [12].

### **2.2.3 – Métodos de Fabricação de Materiais Compósitos de Matriz Polimérica Reforçada por Fibras de Vidro**

A transformação de polímeros termorrígidos reforçados por fibras não curados ou parcialmente curados em estruturas de materiais compósitos envolve a cura do material por um determinado período de tempo.

O ciclo de cura, representado pelo tempo necessário para a cura completa de um componente, pode ser afetado por alguns fatores que envolvem a química da resina, a temperatura de cura e a presença de inibidores ou aceleradores.

A seguir serão descritos dois processos mais comuns dos que existem para o processamento de materiais compósitos reforçados por fibras de vidro.

#### **2.2.3.1 – Laminação Manual (Hand-lay-up)**

Esta técnica, entre as existentes, é uma das mais simples que existem. As fibras são dispostas sobre o molde e a resina é pulverizada ou pincelada sobre as mesmas. Frequentemente, a resina e as fibras podem ser pulverizadas juntas sobre a superfície do molde. Em ambos os casos as camadas depositadas são compactadas por meio de um rolo. Aceleradores podem ser utilizados para acelerar a cura que pode ocorrer em temperatura ambiente ou em temperaturas mais elevadas com auxílio de um forno. A Figura 2.8 ilustra a técnica descrita acima.

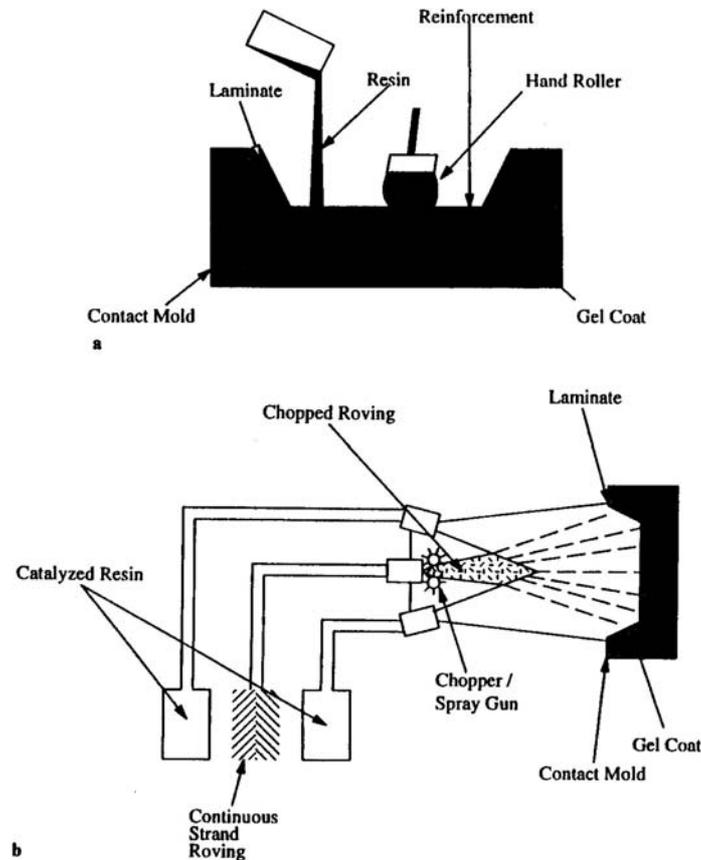


Figura 2.8 – Processo de “Hand-lay-up”; a) fibras e resina aplicadas separadamente, b) fibras e resina juntamente aplicadas [12].

### 2.2.3.2 – Pultrusão

Por meio deste processo são produzidas seções contínuas de material compósito de matriz polimérica reforçado por fibras orientadas preferencialmente na direção axial.

As fibras passam, inicialmente, por um banho de resina contendo um catalisador. Em seguida, as fibras impregnadas com resina passam por uma série de limpadores para retirar o excesso de polímero e depois por um colimador antes de entrarem no molde aquecido, que tem a forma final do componente a ser produzido. A resina é curada nesse molde e o compósito é retirado. No final da linha de produção o componente é cortado no comprimento desejado. O processo é contínuo e a velocidade de produção vai depender do tipo de resina utilizado e a espessura da seção transversal do componente. A Figura 2.9 ilustra o processo de pultrusão [12].

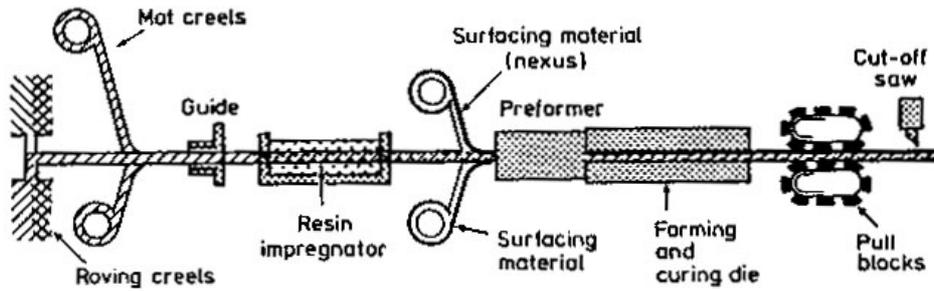


Figura 2.9 – Vista ilustrativa do processo de pultrusão [12].

### 2.3 – Materiais Compósitos para Reparo de Dutos

Com o desenvolvimento da tecnologia, novos materiais com propriedades adequadas para uso específico, como os materiais compósitos, puderam ser utilizados para reparos de dutos corroídos, principalmente devido à sua resistência direcional diferenciada.

Normalmente, os materiais compósitos para reparo de dutos são constituídos de resina polimérica reforçada com fibras. O reparo pode ser realizado de duas maneiras: (a) envolver o duto corroído com o material compósito polimérico e executar a sua cura; (b) revestir o duto com placas finas do material compósito já curado, fixando-as com adesivo.

O reparo é feito de forma que as fibras do material compósito fiquem na direção da tensão circunferencial, que é a maior tensão atuante na seção transversal do duto, utilizando, desta forma, a grande capacidade do material de resistir à tensão na direção específica.

O controle da corrosão no duto é de suma importância para a durabilidade do reparo, pois a validade do mesmo só será garantida se houver um controle efetivo da corrosão, tanto na sua proteção catódica como no controle dos componentes corrosivos no fluido transportado. Dessa forma, o uso de materiais compósitos para reparo definitivo de duto corroído só é permitido para o caso de corrosão externa do duto. No caso de corrosão interna, devido à falta de controle sobre a evolução da corrosão, o reparo é considerado provisório.

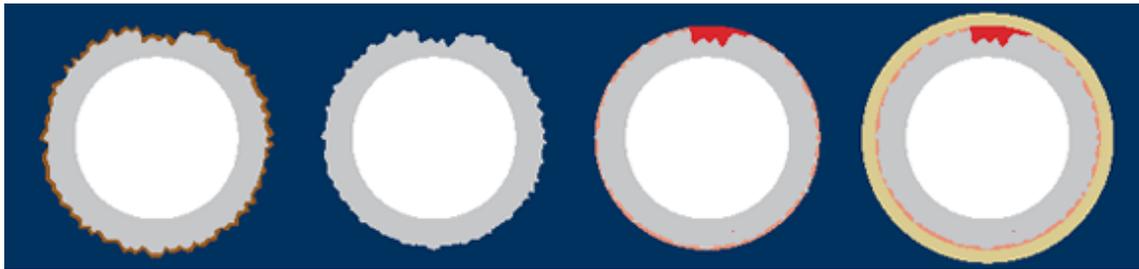
As técnicas de reparo de dutos com material compósito têm demonstrado vantagens sobre outras técnicas de reparo devido, principalmente, à sua simplicidade. A aplicação é extremamente fácil e direta, não necessitando soldagem de calhas nem a confecção de moldes para injeção de material polimérico. Além disso, pode ser facilmente aplicado em locais de difícil acesso.

Em contraposição o reparo por meio de soldagem de calhas exige o deslocamento dos equipamentos necessários ao processo até o local do reparo, aumentando, assim, o custo de aplicação.

O reparo de dutos com material compósito é mais rápido e mais barato, podendo ser executado com baixo risco de acidentes, mesmo com o duto operando, pois não há execução de solda [1, 7].

A Figura 2.10 ilustra alguns materiais compósitos comerciais aplicados no reparo de dutos corroídos.

Meniconi *et al* [10] mostraram que o efeito de reforço produzido com o reparo em material compósito ocorre no instante que a parede de aço da região do defeito inicia seu escoamento. A partir deste instante o reparo passa a trabalhar efetivamente, passando a equilibrar as forças circunferenciais introduzidas na estrutura através dos incrementos de pressão. Desta forma, é válido realizar-se o cálculo da espessura de reforço considerando que a parede de aço suportará a pressão até seu limite de escoamento ou ruptura. Os resultados calculados por elementos finitos e adquiridos nos testes hidrostáticos mostram que o uso de um reparo de material compósito aplicado de forma adequada pode restituir a capacidade original de operação de um duto.



(a)



(b)



(c)

Figura 2.10 – Exemplos de aplicação de reparo de materiais compósitos em dutos.  
(a) Reparo da Rust Engenharia Ltda.; (b) Reparo da StrongBack Corporation;  
(c) Reparo da Clock Spring® [27, 28, 29].

## 2.4 – Tenacidade à Fratura dos Materiais

A resistência à tração é uma propriedade que está relacionada com as tensões nas quais ocorrem dano e falha nos materiais. Com igual importância devemos considerar, em diversas situações, a energia absorvida pelo material sujeito a um carregamento.

Considera-se um material tenaz aquele que necessita de grandes quantidades de energia para falhar, levando-se em consideração seu estado de tensões e a geometria do defeito presente no mesmo. Em algumas situações, a tenacidade, mais que a resistência, é a propriedade chave para determinar se o material é apropriado para determinada aplicação [13].

A seguir será feito um breve resumo sobre a base da mecânica da fratura para aplicação nos materiais compósitos.

#### 2.4.1 – Mecânica da Fratura Linear Elástica [30, 31]

A mecânica da fratura teve seu início no trabalho de Inglis (1913), através da abordagem por uma análise de tensões na qual ele demonstrou que as tensões próximas à ponta de um defeito elíptico em uma chapa submetida a um carregamento trativo (Figura 2.11), perpendicularmente ao defeito são, geralmente, muito maiores do que no resto do material.

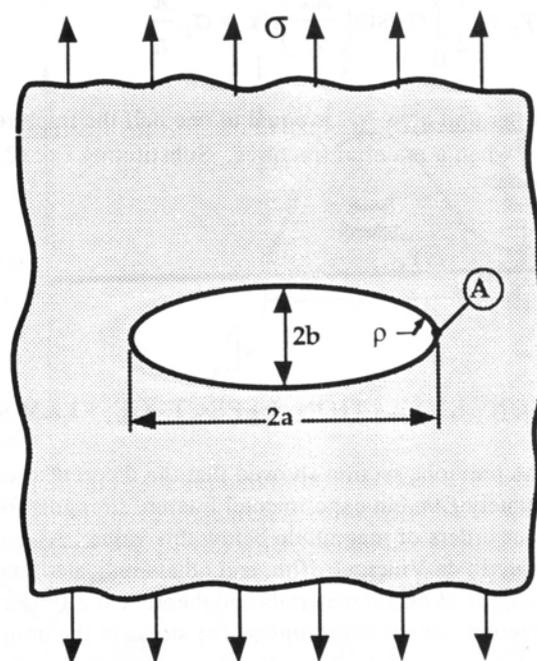


Figura 2.11 - Trinca elíptica em uma chapa infinita [30].

Através da equação (2.1) desenvolvida por Inglis, podemos perceber que o efeito da concentração de tensões de um defeito é tanto maior quanto maior for o seu comprimento ( $a$ ) e menor o raio de curvatura de sua ponta ( $\rho$ ).

$$\sigma_{\max} = \sigma \left( 1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (2.1)$$

Sendo  $\sigma_{cr}$  a tensão nominal de fratura em presença de uma trinca e levando em consideração todas as aproximações feitas por Inglis, vemos que a tensão de ruptura do material poderia ser escrita por:

$$\sigma_{cr} = \sqrt{\frac{E\gamma\rho}{4ab}} \quad (2.2)$$

onde  $E$  = módulo de elasticidade e  $\gamma$  = tensão superficial.

Este método, porém, apresenta uma crítica pois considera que todo material, mesmo nas vizinhanças da trinca, permanece no regime elástico, o que provocaria uma concentração de tensões muito elevada, calculada pela expressão de Inglis. O que ocorre na realidade é que nas proximidades da ponta da trinca há deformação plástica, o que mantém a tensão próxima do limite de escoamento do material nessa região. O problema da concentração de tensões torna-se mais severo nos materiais mais frágeis, devido à incapacidade dos mesmos de aliviarem tensões por deformação plástica na ponta da trinca.

O problema foi resolvido por Griffith (1920) que fez uma abordagem por um balanço energético, indicando o seguinte postulado: “uma trinca só irá propagar-se, de modo instável, quando o decréscimo de energia elástica com a propagação for ao menos igual à energia necessária para criar as novas superfícies de fratura”, ou, por outras palavras: “uma trinca só irá propagar-se, de modo instável, quando a taxa de liberação de energia elástica armazenada pelo carregamento do material for ao menos igual ao aumento de energia superficial resultante do crescimento da trinca”.

Para o seu estudo Griffith considerou os materiais frágeis, como os vidros, nos quais os processos de absorção de energia não são estimulados e cuja única energia significativa oriunda da propagação da trinca vem da nova área superficial das superfícies da trinca.

Dessa maneira ele mostrou que a mudança na energia armazenada de uma chapa carregada de espessura unitária, causada pela introdução de uma trinca de comprimento  $2a$  é dado por:

$$U = -\frac{\sigma^2 \pi a^2}{E} \quad (2.3)$$

A outra contribuição para a mudança de energia total é aquela necessária para criar as novas áreas superficiais, que é positiva e tem um valor de  $4a\gamma$ . A Figura 2.12 ilustra as variações da energia de deformação elástica, da energia superficial e da energia total do sistema, com o comprimento da trinca.

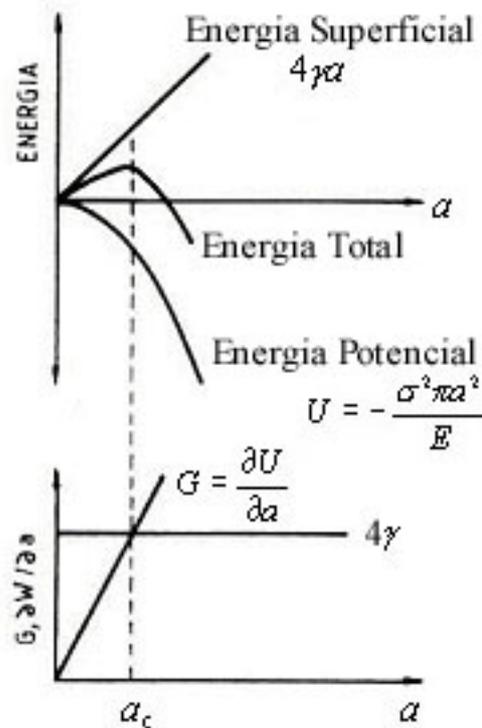


Figura 2.12 - Variação de energia com o comprimento da trinca e variação das taxas de energia com os comprimentos da trinca [13].

O comprimento crítico de trinca  $a_c$  é determinado pela diferenciação da equação da energia total em relação ao comprimento de trinca (Eq. 2.4).

$$\frac{\partial U_E}{\partial a} + \frac{\partial U_s}{\partial a} = 0 \quad (2.4)$$

Igualando-se o resultado a zero obtemos a equação (2.5) para o comprimento crítico da trinca. Somente trincas maiores que este valor crítico podem crescer espontaneamente.

$$a_c = \frac{2\gamma E}{\sigma^2 \pi} \quad (2.5)$$

Dessa maneira teremos:

$$\frac{\sigma^2 \pi a}{E} = 2\gamma \quad (2.6)$$

Rearranjando a equação (2.6) acima podemos escrever a equação para a tensão necessária para causar fratura espontânea em um componente contendo uma trinca preexistente de tamanho  $a$ :

$$\sigma_{cr} = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (\text{estado plano de tensão}) \quad (2.7)$$

No caso de espessuras grandes, tem-se supressão da deformação ao longo de uma direção (da espessura), passando-se à condição de deformação plana. A expressão é:

$$\sigma_{cr} = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi(1-\nu^2)a}} \quad (\text{estado plano de deformação}) \quad (2.8)$$

Irwin (1948) continuou os estudos para a aplicabilidade da Teoria de Griffith para materiais que apresentavam deformação plástica na ponta da trinca. Ao invés de procurar separar as parcelas de energia consumidas na criação das superfícies de fratura e na deformação plástica do material, ele definiu o processo através da energia elástica total liberada no processo de propagação da trinca. Assim, chegou à seguinte expressão:

$$G = \frac{\partial U_E}{\partial a} \quad (2.9)$$

Dessa maneira, no momento da propagação instável da fratura,  $a_c$ , tem-se que:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi a_c}} \quad (2.10)$$

Devemos salientar que  $G_c$  não está preso unicamente à fratura de materiais frágeis elásticos pois, pela sua própria definição, é a taxa de liberação de energia elástica do material sofrendo fratura, independente se essa energia está sendo consumida só para a criação dessas superfícies ou para a criação dessas superfícies e mais uma pequena deformação plástica associada à extensão das paredes da trinca, na sua propagação. Da equação (2.10) temos:

$$G = \frac{\sigma^2 \pi a}{E} \quad (2.11)$$

Através das equações do balanço de energia, Irwin definiu o fator de intensidade de tensões  $K$ , que é dado por:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.12)$$

Através desta equação é possível definir a existência de um valor crítico de  $K$  para o qual ocorre a fratura do material, sendo esta uma propriedade intrínseca desse

material. Mantendo-se as condições de temperatura, velocidade de carregamento e meio ambiente, um dado material elástico fraturará quando submetido a um  $K_I = K_{IC}$ , independente da geometria da trinca e corpo de prova. Este valor crítico  $K_{IC}$  é chamado de tenacidade à fratura do material.

Podemos demonstrar uma equivalência entre as abordagens do balanço energético de Griffith e do fator de intensidade de tensões de Irwin:

$$G_I = \frac{K_I^2}{E} \quad \text{p/ estado plano de tensão} \quad (2.13)$$

$$G_I = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{E} \quad \text{p/ estado plano de deformação}$$

#### 2.4.2 – Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

A mecânica da fratura elasto-plástica é uma extensão natural da linear-elástica, sendo a condição em que provavelmente ocorre a maioria das rupturas de componentes mecânicos e estruturais. A redução da resistência mecânica e aumento da tenacidade acarretam um substancial aumento no tamanho da zona plástica e o afastamento das condições de utilização da mecânica da fratura linear-elástica. O tamanho da zona plástica está relacionada com o limite de escoamento do material através da seguinte expressão:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2.14)$$

Diversos métodos foram desenvolvidos com o objetivo de prevenir a fratura catastrófica de componentes e estruturas fabricados com materiais de baixa e média resistência mecânica. Dentre eles podemos citar o de abertura crítica de trinca (*CTOD*) e a Integral *J* que serão abordados neste trabalho.

### 2.4.2.1 - Método da Abertura Crítica da Ponta da Trinca (“Crack Tip Opening Displacement”)

O método da abertura crítica da trinca (“Crack Tip Opening Displacement – *CTOD*”), desenvolvido por Wells, na década de 60 [31], está baseado na hipótese de, quando existir uma plasticidade significativa, o processo de fratura é controlado pela intensa deformação próxima à ponta da trinca, sendo a abertura da mesma uma medida dessa deformação. A trinca, então, se propaga a partir de um valor crítico dessa abertura. O valor dessa abertura é representado por  $\delta$  ou *CTOD* [13, 31, 32, 33].

A utilização da medida da abertura da trinca para prevenir o risco de fratura em estruturas sugere a existência de um valor crítico dessa abertura ( $\delta_c$ ) para cada material, valor este que o material pode suportar antes de fraturar.

Foram propostos alguns modelos que permitem chegar às expressões que fornecem os valores de  $\delta$  para as trincas existentes, modos de carregamento e tensões atuantes. Destes modelos resultaram as seguintes expressões para o cálculo do *CTOD*<sub>c</sub>, considerando um material elástico [31]:

$$\delta_c = \frac{K_{IC}^2}{E\sigma_{LE}}$$

ou

$$\delta_c = \frac{G_{IC}}{\sigma_{LE}} \tag{2.15}$$

### 2.4.2.2 - *CTOD* segundo a ASTM

A norma ASTM E-1820 [34] descreve os procedimentos e guias para a determinação da tenacidade à fratura de materiais metálicos utilizando os seguintes parâmetros: *K*, *J* e *CTOD* ( $\delta$ ). Segundo esta norma, o valor do *CTOD* para materiais metálicos e de grande espessura, é calculado de acordo com a expressão (2.16) abaixo, que compreende a soma das componentes elástica e plástica respectivamente.

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_{YS}E} + \frac{r_p(W-a_0)v_{pl}}{[r_p(W-a_0)+a_0+z]} \quad (2.16)$$

onde:

$a_0$  = comprimento original da trinca;

$K$  = fator intensidade de tensões;

$\nu$  = razão de Poisson;

$\sigma_{YS}$  = limite de escoamento do material;

$E$  = módulo de elasticidade do material;

$v_{pl}$  = componente plástica da abertura da boca da trinca;

$z$  = altura da faca porta-clip;

$r_p$  = fator plástico de rotação = 0,44 (para corpos de prova SE(B))

= 0,4(1+ $\alpha$ ) (para corpos de prova C(T)),

onde  $\alpha$  é dado por:  $\alpha = 2 \left[ \left( \frac{a_0}{b_0} \right)^2 + \frac{a_0}{b_0} + \frac{1}{2} \right]^{1/2} - 2 \left( \frac{a_0}{b_0} + \frac{1}{2} \right)$  e  $b_0 = (W - a_0)$ .

O cálculo do fator intensidade de tensões ( $K$ ), para corpos de prova C(T), para um dado carregamento, é obtido utilizando-se a carga aplicada e as dimensões do corpo de prova através das equações a seguir [34]:

$$K = \left[ \frac{P}{(BB_N W)^{1/2}} \right] f(a/W) \quad (2.17)$$

onde  $f(a/W)$  é dada por:

$$f(a/W) = \frac{[(2 + a/W)(0,886 + 4,64(a/W) - 13,32(a/W)^2 + 14,72(a/W)^3 - 5,6(a/W)^4)]}{(1 - a/W)^{3/2}}$$

Já para corpos de prova SE(B), o cálculo do fator intensidade de tensões ( $K$ ) é obtido através das equações a seguir:

$$K = \left[ \frac{PS}{(BB_N)^{1/2} W^{3/2}} \right] f(a/W) \quad (2.18)$$

onde  $f(a/W)$  é dada por:

$$f(a/W) = \frac{3\sqrt{a/W} \left[ 1,99 - a/W(1 - a/W) \left\{ 2,15 - 3,93(a/W) + 2,7(a/W)^2 \right\} \right]}{2(1 + 2a/W)(1 - a/W)^{3/2}}$$

Nas expressões (2.17 e 2.18) temos:

$P$  = carga aplicada;

$B$  = espessura dos corpos de prova;

$B_N$  = espessura efetiva em corpos de prova entalhados lateralmente;

$W$  = largura dos corpos de prova;

$S$  = distância entre apoios;

$a$  = comprimento original da trinca ( $a_0$ ).

Neste trabalho adotaremos  $B_N$  igual a  $B$ , pois os corpos de prova não apresentam entalhe lateral. Outras aproximações foram necessárias para adequar os materiais estudados à norma descrita. Sendo assim, o termo da primeira componente da equação (2.16),  $(1-\nu^2)$ , foi descartado devido à pequena espessura dos corpos de prova (em torno de 3,0 mm); o valor da tensão limite de escoamento foi substituído pelo da tensão limite de resistência; já o módulo de elasticidade foi adotado como sendo o da direção de maior resistência do material (direção longitudinal às fibras).

A componente plástica está baseada no modelo da dobradiça plástica (“plastic hinge”). Anderson [30] menciona que ao medir o valor da abertura na boca da trinca,  $V$ , que está mostrado na Figura 2.13, o valor da componente plástica do  $CTOD$  é inferido, assumindo que as duas metades do corpo de prova se mantêm rígidas e giram em torno de um ponto de dobradiça. De acordo com a Figura 2.13 vemos que o valor da componente plástica do  $CTOD$  é estimado por uma semelhança de triângulos.

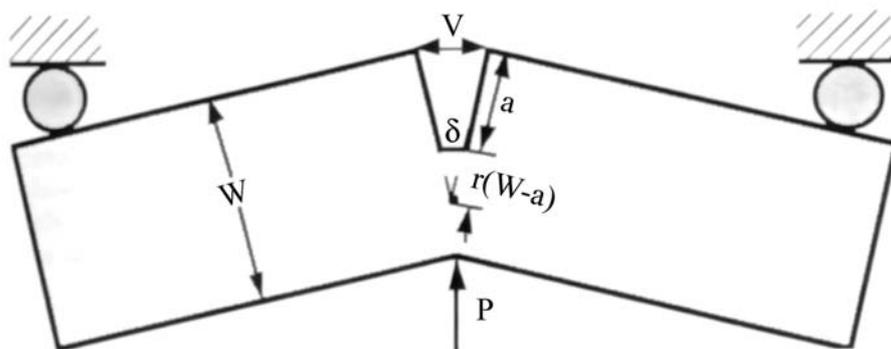


Figura 2.13 – Determinação do *CTOD* ( $\delta$ ) por semelhança de triângulos. O modelo está demonstrado em um corpo de prova SE(B), mas é aplicado de forma semelhante aos corpos de prova C(T) que serão também utilizados neste trabalho [30].

Neste caso teríamos:

$$\frac{\delta_{pl}}{r_p(W-a)} = \frac{V}{r_p(W-a)+a} \quad (2.19)$$

Consequentemente:

$$\delta_{pl} = \frac{r_p(W-a)V}{r_p(W-a)+a} \quad (2.20)$$

onde  $r_p$  é chamado de fator de rotação plástico.

A equação final para o cálculo do *CTOD* de acordo com a ASTM sofreu algumas modificações para se adequar aos materiais testados, permanecendo da seguinte maneira:

$$\delta = \frac{K^2}{m\sigma_R E} + \frac{r_p(W-a_0)\nu_{pl}}{r_p(W-a_0)+a_0} \quad (2.21)$$

onde  $m$  pode ser adotado com valor 2 para o estado plano de deformação ou 1 no caso do estado plano de tensão.

No caso dos corpos de prova do tipo M(T), o valor de  $K$  é dado pela equação (2.22), de acordo com a norma ASTM E-561 [35].

$$K = (P/WB)\sqrt{a} \left[ 1,77 - 0,177(2a/W) + 1,77(2a/W)^2 \right] \quad (2.22)$$

### 2.4.2.3 – Integral $J$

Em 1968, J. R. Rice [30, 31, 32] propôs um outro enfoque da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica para a avaliação de estruturas quanto à possibilidade de fratura, ao que ele denominou Integral  $J$ . Rice definiu a integral  $J$  como:

$$J = \int_{\Gamma} \left( W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \right) \quad (2.23)$$

onde:

$J$  = integral

$\Gamma$  = contorno de orientação anti-horária em uma região de um sólido tensionado;

$W$  = densidade de energia de deformação elástica;

$T$  = vetor tração normal a  $\Gamma$ ;

$u$  = vetor deslocamento;

$ds$  = elemento de distância tomado sobre  $\Gamma$ .

A Figura 2.14 ilustra o caminho de integração ao redor da ponta de uma trinca, ressaltando que a integral  $J$  é calculada sobre um contorno iniciado na face inferior da trinca e terminado na face superior.

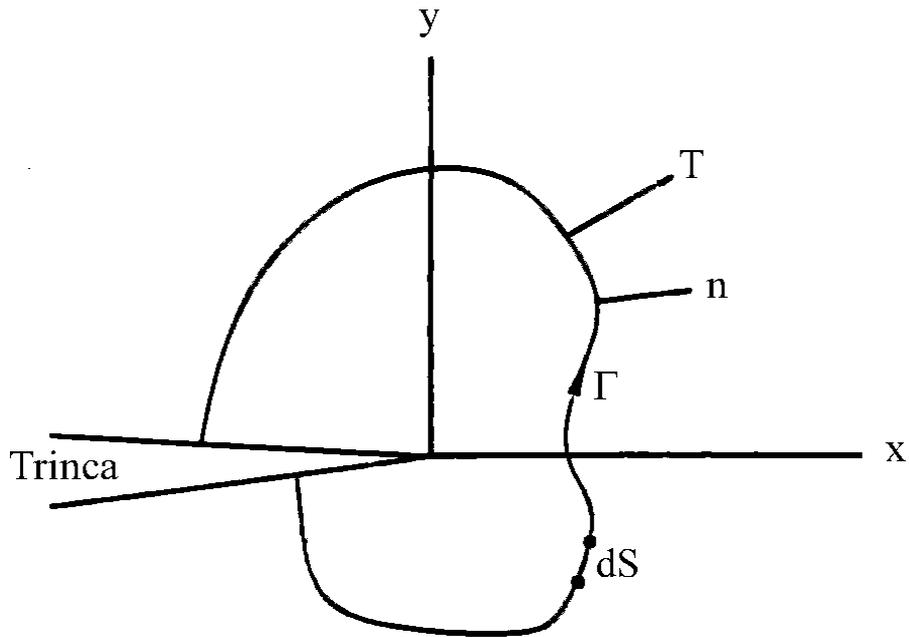


Figura 2.14 – Contorno envolvendo uma trinca [32].

A definição de  $J$  apresentada, que está baseada na independência do caminho percorrido, supõe um material elástico linear ou não-linear, ou seja, um material com comportamento reversível.

Rice também mostrou que:

$$J = -\frac{1}{B} \frac{dU}{da} \quad (2.24)$$

ou seja, a integral  $J$  pode ser interpretada como sendo uma relação direta entre a taxa de variação de energia potencial do corpo de espessura  $B$  com respeito ao comprimento da trinca.

Considerando campos de tensão linear-elásticos, podemos entrar com as expressões de  $W$  e  $T$  na equação (2.23) e mostrarmos que a integral  $J$  é equivalente à taxa de liberação de energia:

$$J = G \quad (2.25)$$

Podemos, então, perceber o aspecto vantajoso de  $J$ : poder ser descrito indiferentemente em função do campo de tensão-deformação na ponta da trinca ou em termos energéticos. Além disso,  $J$  é uma extensão do conceito de  $G$  para além do comportamento linear-elástico.

A partir desta equação (2.25) podemos relacionar  $J$  com  $K$ , através da seguinte equação:

$$J = \frac{K^2}{E} \quad (2.26)$$

Podemos dizer que a partir de um valor de  $J$  é possível prever teoricamente o valor de  $K$ , mas nunca o contrário.

A integral  $J$  também pode ser relacionada com o  $CTOD$  ( $\delta$ ) através da seguinte equação:

$$J = m \sigma_{LE} \delta \quad (2.27)$$

Podemos perceber que, da mesma maneira que no caso do  $K$ , existe um valor crítico de  $J$  a partir do qual ocorrerá a fratura se este for ultrapassado pelo carregamento aplicado, sendo denominado de  $J_{IC}$ , o qual se relaciona com o  $K_{IC}$  através da equação (2.26).

Outra consideração importante a fazer é com respeito às condições para validade da integral  $J$ . Uma delas diz que o campo de deformação proporcional, ou campo de deformação intensa, tem que ser pequeno em relação às dimensões gerais; a segunda diz que o crescimento de trinca também tem que ser pequeno.

De acordo com a norma ASTM E-1820, a integral- $J$  é calculada através da seguinte expressão para os corpos de prova C(T) e SE(B), considerando um material com comportamento elasto-plástico:

$$J = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + \frac{\eta A_{pl}}{Bb_0} \quad (2.28)$$

onde:

$A_{pl}$  = área plástica embaixo da curva carga *versus* deslocamento;

$B$  = espessura dos corpos de prova;

$b_0$  = ligamento remanescente ( $W-a_0$ );

$\eta = (2+0,522b_0/W)$  para corpos de prova C(T); 2 para corpos de prova do tipo SE(B).

Apesar de não estar normalizada, a equação (2.28) será adotada para medida da integral- $J$  no caso dos corpos de prova do tipo M(T), utilizando um valor de  $\eta = 1$ .

Outra consideração a fazer na equação (2.28) é com respeito à componente elástica, da qual será retirado o termo  $(1-\nu^2)$  pelo mesmo motivo que foi retirado no caso da equação do  $CTOD$ .

#### 2.4.2.4 - $CTOD$ de SCHWALBE ( $\delta_5$ )

Recentemente, o  $\delta_5$  foi introduzido como uma técnica experimental para a medição da abertura crítica de trinca, podendo ser usado para a determinação da curva de resistência ao crescimento de trinca. Diversas experiências realizadas desde então têm confirmado que o  $\delta_5$  pode ser utilizado como uma definição operacional do  $CTOD$ , com as seguintes vantagens [36, 37]:

- $\delta_5$  é medido localmente na ponta da trinca, independentemente do comportamento global do corpo de prova;

- como consequência da medida direta do deslocamento da ponta da trinca não se faz necessário o uso de funções de calibração, tornando-se possível a determinação do  $\delta_5$  em qualquer corpo de prova ou componente estrutural trincado;

Através desse método, o *CTOD* é medido na superfície lateral dos corpos de prova nos pontos de aplicação do medidor localizados a 2,5 mm de cada lado da ponta da pré-trinca de fadiga ou do entalhe. A medição deste parâmetro é realizada mediante um extensômetro com pontas.

A Figura 2.15 ilustra a configuração experimental para a medição do  $\delta_5$  em um corpo de prova do tipo Compacto de Tração (C(T)).

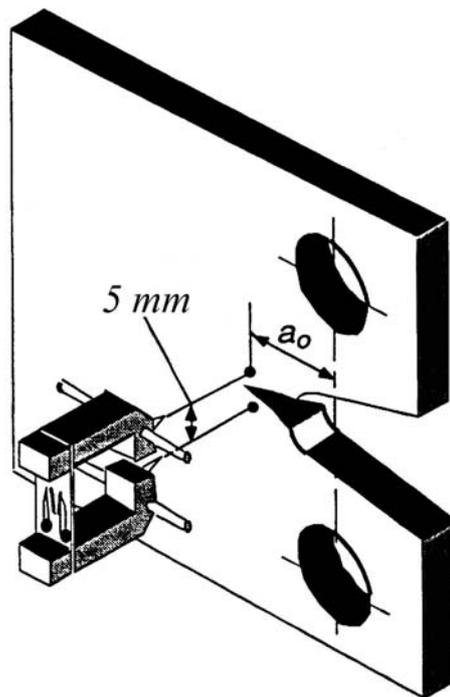


Figura 2.15 – Configuração experimental para medição do  $\delta_5$  em um corpo de prova do tipo C(T) [36].

## 2.5 – Tenacidade à Fratura de Materiais Compósitos Reforçados por Fibras

Em seu trabalho, Vipulanandan e Dharmarajan [38] investigaram a aplicabilidade da metodologia de  $K$  e/ou  $CTOD$  para compósitos de matriz epóxi ou poliéster no modo I de fratura. Foram estudados sistemas compósitos de matriz epóxi e poliéster particulados e compósitos de matriz poliéster reforçados por fibras de vidro, utilizando corpos de prova de dobramento (SE(B)) em três e quatro pontos, na temperatura ambiente.

Uma vez que é difícil medir precisamente o comprimento da trinca na região de carga máxima nos compósitos, medidas de  $COD$  foram usadas para estimar a extensão da trinca nessa faixa de carregamento. O  $K_{IC}$  foi calculado na ponta da trinca efetiva e a abertura desta trinca foi representada pelo  $CTOD$  elástico para os sistemas compósitos particulados. Um modelo simples foi desenvolvido para determinar o  $CTOD$  elástico a partir do  $CMOD$  elástico calculado, e o desempenho deste modelo foi comparado com vários outros propostos para metais e outros materiais. No caso dos compósitos reforçados por fibras, foi feita uma análise das curvas de resistência para investigar o comportamento dos mesmos.

Os autores citam o uso em pesquisas, nos últimos anos, de parâmetros da mecânica da fratura linear elástica e elasto-plástica para caracterizar a resistência à fratura de materiais como os polímeros e os compósitos, utilizando, para isso, o  $K_{IC}$ ,  $J_C$ ,  $CTOD_C$ ,  $G_C$  e curvas de resistência  $R$ . No caso dos materiais apresentarem uma quantidade substancial de não-linearidade, os conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica não são mais aplicáveis e, para esses materiais, devem ser usados métodos que levam em conta a plasticidade.

Dentre as conclusões, os autores citam que os materiais compósitos de matriz epóxi apresentam maior crescimento de trinca do que os de matriz poliéster durante o carregamento antes da carga máxima e os valores críticos de  $K_I$  e  $CTOD$  são independentes da profundidade do entalhe inicial. Além disso, analisando as curvas de resistência do compósito de matriz de poliéster reforçado por 4% de fibras de vidro,

baseada no  $K_I$  e no  $CTOD$  elástico, verificaram que a relação entre o  $K_I$  e o crescimento de trinca ( $\Delta a$ ) é linear, enquanto que a relação entre o  $CTOD$  elástico e o  $\Delta a$  não o é.

Em outro trabalho, El-Hajjar e Haj-Ali [39] realizaram um estudo experimental e analítico para caracterizar o comportamento em fratura de compósitos pultrudados (polímeros reforçados por fibras). O material compósito consiste de uma matriz poliéster reforçada unidirecionalmente por fibras de vidro do tipo E. Foram utilizados corpos de prova com carregamento excêntrico (ESE(T)) segundo a norma ASTM E-1922.

Membros estruturais pultrudados podem exibir uma resposta estrutural não-linear quando submetidos a carregamento externo. Por isso, havia a necessidade de desenvolver modelos detalhados em 3D não-lineares, através da análise por elementos finitos, para estudar o efeito dessa não-linearidade no processo de fratura. Utilizando a norma ASTM E-1922, a tenacidade à fratura foi determinada a partir de experimentos em corpos de prova do tipo ESE(T). O critério que limita o tamanho da zona danificada na ponta do entalhe foi excedido especialmente em casos com grande relação  $a/W$ .

Os autores concluem o trabalho salientando que os modelos em 3D não-lineares propostos são usados para analisar a fratura em um compósito pultrudado de matriz polimérica carregado na direção das fibras e com entalhe transversal às mesmas. Estes modelos podem ser muito valiosos para estudar os parâmetros estruturais e do material que podem afetar a fratura do mesmo e permitem a investigação do comportamento não-linear nos compósitos pultrudados submetidos a um estado geral de carregamento ao redor do entalhe. Dessa forma, os efeitos da não-linearidade do material podem ser verificados e permitem um melhor entendimento de quando os princípios da mecânica da fratura linear podem ser aplicados.

Szekrényes [40] fez um apanhado de investigações experimentais sobre a tenacidade à fratura de materiais compósitos. A resistência à delaminação é conhecida como tenacidade à fratura ou resistência à fratura. De acordo com alguns trabalhos o autor aponta que o crescimento de trinca é estável quando o corpo de prova é carregado perpendicularmente às fibras.

As medidas de tenacidade foram obtidas no modo I, II ou modo misto I-II de carregamento. O autor também cita trabalhos que analisaram o comportamento das curvas-R, integral- $J$ , que indicam um aumento da tenacidade com o tamanho da trinca, devido, principalmente, ao efeito do ponteamto das fibras (*crack-bridging*) e quebras das mesmas durante os ensaios.

O autor conclui que a tenacidade à fratura pode ser utilizada para caracterizar o comportamento em fratura de materiais compósitos submetidos a várias condições. Métodos baseados na teoria de viga só podem ser aplicados em corpos de prova na forma de viga com reforço unidirecional. Diferentes corpos de prova podem ser utilizados e os testes podem ser realizados em temperaturas criogênicas, elevadas ou em pressões elevadas. Durante os testes, diferentes tipos de falha podem ocorrer antes da fratura por delaminação. Esses efeitos podem aumentar ou diminuir a tenacidade à fratura.

Owen e Cann [41] realizaram um trabalho onde mediram a tenacidade à fratura e crescimento de trinca em compósitos poliméricos reforçados por fibras na forma de manta e tecido. Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados em corpos de prova com entalhe central no material seco e na presença de água. Os valores de  $K_C$  mostraram-se ser dependentes do teor de fibras. Esses valores também foram menores entre 5 e 14 % nos materiais devido à absorção de água.

O material reforçado por tecido de fibras de vidro mostrou-se mais tenaz. O tecido previne a propagação da trinca, o que causa o aumento no valor de  $K_C$ .

Os valores de integral  $J$  mostraram-se ser independentes do comprimento da trinca, mas aumentam com a espessura do material.

Outra importante conclusão foi a severa redução na resistência ao crescimento de trinca nos materiais devido à absorção de água.

Garg [42] estudou a influência da água no comportamento em fratura de compósitos reforçados por fibras de vidro aleatórias. O autor cita alguns trabalhos publicados ao longo dos anos envolvendo a aplicação da Mecânica da Fratura Linear

Elástica para prever o comportamento em fratura de materiais compósitos. Ele é mais profundo quando cita um trabalho de Gagger e Broutman que aplicaram o método de resistência ao crescimento de trinca em compósitos de matriz de poliéster reforçada por fibras de vidro, concluindo que o conceito das curvas  $K_R$  seria útil para o estudo do comportamento em fratura desses materiais desde que um substancial crescimento lento de trinca ocorra antes da fratura instável.

Em seus testes, utilizando corpos de prova de tração com entalhe lateral (SEN(T)), o autor cita que as curvas carga *versus* deslocamento se apresentaram inicialmente lineares, seguidas por um constante desvio da linearidade indicando um crescimento lento de trinca antes da fratura.

O autor termina o trabalho concluindo que a água exerce um efeito significativo no comportamento em fratura de compósitos reforçados por fibras. Esses valores de tenacidade à fratura são superiores para corpos de prova mais espessos, o que é contrário que no caso do comportamento dos metais, nos quais ocorre uma diminuição da tenacidade à fratura com o aumento da espessura.

Backlund [43] fez uma análise de fratura de compósitos entalhados através de um modelo proposto para medida da trinca fictícia, que seria a trinca que permanece aberta com as fibras intactas servindo de ponte. Além disso, ele fez um apanhado de alguns trabalhos sobre a aplicação da mecânica da fratura em compósitos baseados na determinação de  $K_{IC}$ ,  $COD$  e energia de fratura.

Kameswara Rao [44] realizou um estudo sobre tenacidade à fratura de compósitos ou materiais multifásicos.

Sendo a fratura um processo basicamente localizado, a propagação de trinca em determinadas condições pode ocorrer ao longo das fases ou ao longo das interfaces entre essas fases, dependendo do valor da energia necessária para a fratura. O autor faz uma observação mencionando que a tenacidade à fratura para uma larga faixa de compósitos reforçados por fibras é independente do comprimento da fibra e sua disposição, sendo dependente somente da sua quantidade.

Uma expressão foi derivada para estimar o valor médio da tenacidade à fratura efetiva de um material apresentando duas fases, em termos dos valores de tenacidade à fratura das fases constituintes e suas respectivas frações volumétricas. O resultado foi generalizado para o caso de um material consistindo de um número arbitrário de fases. O autor conclui que apesar desta derivação apresentar algumas aproximações, os resultados estão de acordo com as observações experimentais.

Leach e Moore [45] estudaram a fratura de compósitos de Nylon reforçados por fibras de vidro curtas. Afim de conseguir uma medida intrínseca de tenacidade, técnicas baseadas na Mecânica da Fratura emergiram como principais aproximações construtivas. Através do estudo de diversos autores, foi estabelecido que parâmetros simples da Mecânica da Fratura, como o  $K_C$  ou o  $G_C$  podem ser inadequados para descrever a tenacidade do material, uma vez que precisa ser levada em consideração o tamanho da zona deformada ao redor da ponta da trinca.

A tenacidade à fratura  $K_C$  foi obtida através de corpos de prova do tipo SEN(T).

A conclusão do trabalho foi que materiais com ligações fracas nas interfaces apresentam propagação de trinca ao longo dessas interfaces e, assim, descolamento entre matriz e fibras. Materiais com ligações interfaciais mais fortes apresentam o crescimento de trinca ao longo da matriz e, com isso, uma elevada tenacidade à fratura.

Friedrich *et al* [46] estudaram o efeito do reforço na forma de fibras de vidro curtas na propagação de trinca por fadiga e fratura de compósitos de matriz de poli(éter-éter-cetona (PEEK)).

Ensaio de tenacidade à fratura, baseados na determinação do  $K_C$ , foram realizados com a utilização de corpos de prova do tipo C(T). Os resultados indicaram que os valores de  $K_C$  medidos para esses materiais são independentes do comprimento de trinca, o que pode ser visto como uma verificação da aplicabilidade dos conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica nesses materiais.

Os autores concluem o trabalho salientando que apenas um pequeno aumento na tenacidade à fratura pôde ser alcançado com a adição de fibras. A distribuição e

orientação dessas fibras causaram anisotropia, com as trincas se propagando mais rapidamente na direção paralela do que na direção perpendicular à direção de moldagem. Análises fratógráficas revelaram que dentre os mecanismos dominantes relacionados com a quebra das fibras está a separação da interface fibra-matriz em regiões onde as fibras estavam paralelas à direção da trinca; por outro lado, a trinca tendeu a crescer a partir da extremidade das fibras se estas estavam orientadas perpendicularmente à direção da trinca.

Mower e Li [47] apresentaram em seu trabalho uma caracterização da fratura de compósitos de resina termorrígida reforçada por fibras curtas aleatórias.

Em polímeros reforçados aleatoriamente com fibras curtas, a região de comportamento inelástico próxima à ponta da trinca é suficientemente pequena para que os testes de tenacidade baseados na Mecânica da Fratura Linear Elástica sejam válidos com a utilização de corpos de prova com dimensões normalizadas. Entretanto, cálculos sugerem que durante a fratura de compósitos reforçados por fibras longas, inelasticidades ocorrem numa tal extensão que os requisitos para a aplicação da Mecânica da Fratura Linear Elástica não são satisfeitos. Normalmente os compósitos reforçados por fibras não deformam de uma maneira elasto-plástica. Em vez disso, a deformação inelástica na zona de processo da ponta da trinca em compósitos fibrosos está associada aos mecanismos de descolamento, *pull-out* ou quebra da fibra.

Srivastava *et al* [48] estudaram o comportamento em fratura de compósitos reforçados por fibras com adição de reforço na forma de pó formado a partir de uma mistura de alguns constituintes químicos como a sílica, alumínio, óxido de cálcio, óxido de ferro e óxido de magnésio, baseado na determinação da tenacidade à fratura e da energia superficial de fratura dos materiais. Para isso estudaram materiais de resina epóxi sem reforço, reforçados com fibras de vidro, reforçados com fibras de carbono, além desses dois últimos adicionados do reforço particulado.

Os ensaios foram realizados com corpos de prova do tipo SEN(T), a partir dos quais foram obtidos os valores de  $K_{IC}$  (tenacidade à fratura) e  $Y_F$  (energia superficial de fratura).

Os resultados indicaram que o reforço particulado aumenta a qualidade dos compósitos reforçados por fibras, aumentando o valor da tenacidade à fratura no caso dos compósitos reforçados por fibras de vidro. Da mesma forma, eles mostraram que a tenacidade à fratura aumenta com o aumento da razão  $a/W$ . Quando um compósito fibroso é carregado, geralmente a fratura inicia tanto pela fratura das fibras, descolamento, fratura da matriz por cisalhamento ou fratura da matriz por tração. O elevado valor de tenacidade à fratura indica que a área de propagação da trinca é grande.

Os autores concluem que a adição de um reforço particulado nos compósitos reforçados por fibras de vidro aumenta a tenacidade à fratura desses materiais, uma vez que esse reforço adicional interrompe o caminho da trinca e também reduz a percentagem de vazios nesses materiais.

Em outro trabalho, Srivastava [49] estudou o comportamento em fratura de compósitos poliméricos reforçados por fibras de vidro unidirecionais com reforço adicional de óxido de zircônia. Os ensaios foram realizados a partir de corpos de prova do tipo SEN(T).

A maior significância deste trabalho foi que a energia total absorvida aumenta com o comprimento de trinca do corpo de prova, indicando uma absorção de energia longe da ponta da trinca. As fractografias indicaram que as partículas de óxido de zircônia impedem a quebra da matriz e o descolamento da interface entre fibra e matriz.

Shukla *et al* [50] determinaram o  $K_I$  em materiais compósitos ortotrópicos utilizando *strain gages*. Equações teóricas foram desenvolvidas para o campo de deformação na ponta da trinca em um material ortotrópico e posteriormente avaliadas para obter a localização e orientação ótimas dos *strain gages* para medida da deformação. O modelo teórico foi comparado com o experimental baseado no uso de corpos de prova do tipo SEN(T) em um material compósito de matriz epóxi reforçado por fibras de vidro.

Os autores concluem que a comparação entre os valores teóricos e experimentais foi razoável.

Em um terceiro trabalho Srivastava [51] estudou o efeito do recobrimento das fibras nas propriedades de fratura dos compósitos.

A resistência e tenacidade à fratura dos materiais compósitos são influenciadas por uma série de fatores. Estes incluem a natureza anisotrópica e heterogênea dos materiais, a incompatibilidade mecânica entre as fases constituintes, o efeito da ligação interfacial, o comportamento elástico e plástico da matriz e do reforço, a fração volumétrica dos constituintes e a direção de carregamento. Desta forma, neste trabalho, tentou-se aumentar a resistência à tração e a tenacidade à fratura de compósitos reforçados por fibras recobrimo essas fibras com resina. Os ensaios foram realizados baseados no uso de corpos de prova do tipo SE(B).

A conclusão do trabalho é que tanto a tenacidade à fratura quanto a resistência à tração foram aumentadas com o recobrimento das fibras com resina, permitindo uma maior aderência destas fibras com a matriz, o que restringe a propagação da trinca.

Srivastava [52] ainda estudou a determinação da tenacidade à fratura de compósitos reforçados por fibras de vidro através de uma técnica de ultra-som correlacionando os valores obtidos por esta técnica com os obtidos por técnicas tradicionais.

O autor cita alguns trabalhos envolvendo a determinação da tenacidade à fratura nesses materiais, dos quais podemos salientar um que levou em consideração o desenvolvimento de uma zona deformada próxima à ponta da trinca, fazendo correções para essa região danificada.

O material estudado foi um compósito de matriz epóxi reforçado por tecido de fibras de vidro, ensaiado a partir de corpos de prova do tipo SEN(T).

A principal conclusão deste trabalho foi que os valores de tenacidade medidos a partir da técnica utilizando ultra-som podem ser relacionados com os obtidos a partir dos ensaios com corpos de prova SEN(T), com um fator de correlação de 0,998.

Hine *et al* [53] estudaram o comportamento em fratura de poli (óxido de metileno (POM)) reforçado por fibras de vidro curtas. O material é produzido através do processo de extrusão. Desta maneira, os corpos de prova, do tipo C(T), foram carregados perpendicular e paralelamente à direção de extrusão.

Para estudar as propriedades de fratura desse material foram utilizados os parâmetros  $K_C$  e  $G_C$ . O cálculo de  $G_C$  só é possível se o modo de propagação da trinca for estável. Para determinar os valores de  $K_C$ , atenção é necessária para as propriedades anisotrópicas do material.

Cowley e Beaumont [54] estudaram a tenacidade à fratura interlaminar e intralaminar de compósitos poliméricos reforçados por fibras de carbono.

A tenacidade à fratura intralaminar foi medida através do parâmetro de fratura  $K_{IC}$ , a partir de ensaios com corpos de prova do tipo C(T) e utilização de *crack gages* para medir a extensão da trinca. Os valores de  $K_{IC}$  obtidos foram relacionados com os de  $G_{IC}$  e, para isso, consideraram o módulo de elasticidade aparente dos materiais estudados. Além disso, os autores levaram em consideração um estado plano de deformação.

Foi comprovado que os ensaios com corpos de prova C(T) apresentaram um ponteamto de trinca (*crack-bridging*) muito pequeno atrás da ponta da trinca enquanto esta avançava.

Brunner [55] realizou um estudo sobre os aspectos experimentais da tenacidade à fratura nos modos I e II de carregamento de compósitos poliméricos reforçados por fibras.

Os testes baseados na Mecânica da Fratura objetivaram determinar aquelas propriedades dos materiais ou estruturas, necessárias para predizer quantitativamente as cargas de fratura e a vida útil remanescente dos mesmos. Basicamente, os ensaios de tenacidade à fratura estão normalizados para compósitos reforçados unidirecionalmente.

Desta forma, o autor conclui o trabalho ressaltando a importância do desenvolvimento de novos procedimentos experimentais para estudar o comportamento de compósitos reforçados por fibras com diferentes arranjos, tamanhos e formas.

Shah Khan *et al* [56] estudaram a resistência de compósitos poliméricos reforçados por fibras de vidro variando-se as taxas de deformação e carregamento compressivo. A tenacidade à fratura translaminar de compósitos poliméricos reforçados por fibras ainda não está muito bem analisada. A fratura translaminar pode ocorrer quando existe um dano através da espessura nesse tipo de material. Por isso, é de fundamental importância o entendimento do comportamento em fratura daqueles materiais submetidos a taxas de carregamento por impacto e até que ponto estas taxas afetam a tenacidade à fratura desses materiais.

Os ensaios foram realizados a partir de corpos de prova do tipo SE(B) em um material compósito de resina poliéster reforçado por fibras de vidro, sendo determinado o valor de  $K_I$  do mesmo.

Os autores concluem o trabalho mostrando que a tenacidade à fratura dos compósitos reforçados por tecido de fibras aumentou linearmente com a taxa de carregamento e se mostrou, também, ser uma função da espessura do corpo de prova.

Paciornik *et al* [57] fizeram uma análise da caracterização e comportamento mecânicos de compósitos pultrudados reforçados por fibras de vidro.

Foram avaliados dois tipos de materiais compósitos pultrudados reforçados unidirecionalmente por fibras de vidro, diferindo no tipo de matriz utilizada, uma resina isoftálica e uma resina éster vinílica.

Os materiais foram ensaiados a partir de corpos de prova do tipo SE(B). Os dois materiais apresentaram comportamento semelhante durante os ensaios. Entretanto, o material baseado em resina éster vinílica apresentou uma resposta melhor em ambiente com presença de água.

Reis e Ferreira [58] estudaram o comportamento em fratura de um compósito de concreto polimérico reforçado por fibras de vidro.

Os ensaios foram realizados baseados em corpos de prova do tipo SE(B) e os métodos para realizar os testes de fratura foram o fator intensidade de tensões crítico  $K_{IC}$  e a abertura crítica da ponta da trinca ( $CTOD_C$ ). Os resultados mostraram-se adequados e foi possível observar uma equivalência entre o  $K_{IC}$  e o  $CTOD_C$ .

De acordo com os trabalhos mostrados anteriormente é possível perceber que existem muitas contradições com relação ao comportamento micro e macro-estrutural de materiais compósitos reforçados por fibras de vidro. Da mesma forma os trabalhos sobre tenacidade à fratura sobre esse tipo de material são complexos e muitas vezes faltam dados que expliquem mais sucintamente as metodologias empregadas pelos autores.

Pretendemos, assim, contribuir com a comunidade científica de modo a obter, a partir deste trabalho, informações mais concretas e que possam conduzir a um maior entendimento desta classe de materiais extremamente distinta e complexa que são os materiais compósitos.

## **CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS**

### **3.1 – MATERIAIS**

Para a realização deste trabalho foram utilizados quatro tipos de materiais compósitos de matriz polimérica reforçados por fibras de vidro que diferem tanto no tipo de matriz quanto no arranjo e fração volumétrica de fibras utilizadas. Os materiais denominados neste trabalho de MC1, MC2 e MC3 são comerciais e fabricados, respectivamente, pelas empresas Rust Engenharia Ltda., Clock Spring Company e StrongBack Corporation. O material MC4 foi produzido pelo Laboratório de Materiais Compósitos da COPPE/UFRJ.

A seguir será feita uma descrição de cada material utilizado. Entretanto, não foi possível obter dos fabricantes dados sobre as características e propriedades individuais dos componentes (matriz e reforço) utilizados para a fabricação dos três materiais MC1, MC2 e MC3 citados acima.

#### **3.1.1 – Material Compósito Produzido pela Empresa Rust Engenharia Ltda.**

O compósito (MC1) da empresa Rust Engenharia Ltda. é produzido pelo processo de laminação manual (“Hand-lay-up”) e consiste de uma resina epóxi reforçada por manta de fibras de vidro do tipo E e fibras de vidro unidirecionais também do tipo E. Este reforço adicional confere ao material uma resistência maior na direção das fibras unidirecionais.

As Figuras 3.1 e 3.2 ilustram um exemplo deste material sendo aplicado sobre um segmento de duto e uma placa desse material utilizada para a confecção dos corpos de prova.



Figura 3.1 – Aplicação do material MC1 da empresa Rust Engenharia Ltda. sobre um segmento de duto [59].

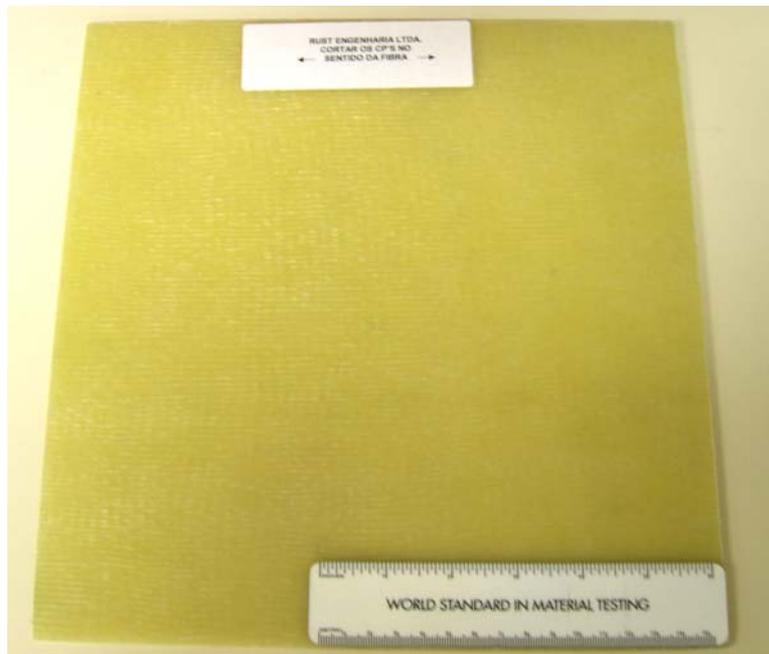


Figura 3.2 – Placa do material MC1 utilizada para a confecção dos corpos de prova.

### 3.1.2 – Material Compósito Produzido pela Empresa Clock Spring®

O compósito (MC2) da empresa Clock Spring® é produzido pelo processo de pultrusão e consiste de uma matriz de resina poliéster reforçada com fibras de vidro contínuas e alinhadas do tipo E. Uma vez que o material apresenta o reforço em apenas uma direção, a resistência e a rigidez do mesmo na direção transversal ao reforço é menor [29]. Nas Figuras 3.3 e 3.4 podemos ver um exemplo deste material sendo aplicado sobre um segmento de duto e uma placa do material citado utilizada para a confecção dos corpos de prova.



Figura 3.3 – Exemplo de aplicação do material MC2 da empresa Clock Spring® sobre um segmento de duto [29].

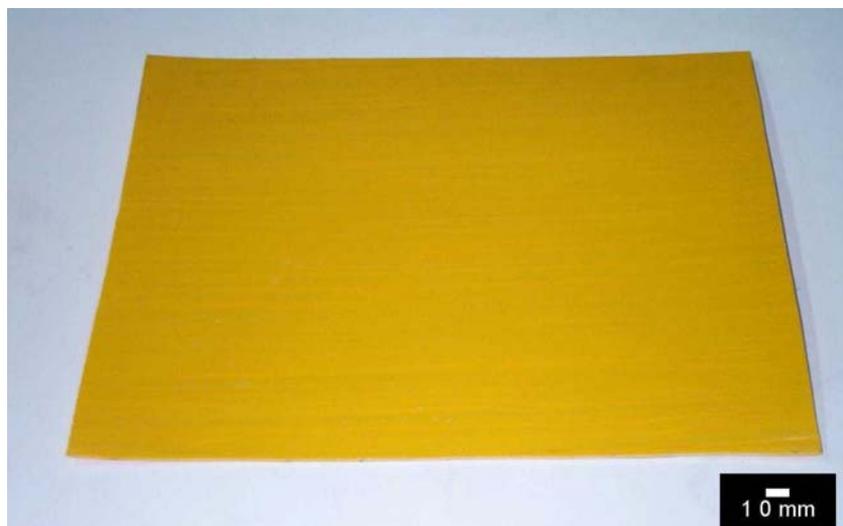


Figura 3.4 – Placa do Material Compósito (MC2) da Empresa Clock Spring® [60]

### 3.1.3 – Material Compósito Produzido pela Empresa StrongBack Corporation

O compósito (MC3) da empresa StrongBack Corporation é produzido pelo processo de “Hand-lay-up” e consiste de uma matriz de resina ureica reforçada por tecido (trama) de fibras de vidro do tipo E. As Figuras 3.5 e 3.6 ilustram um exemplo deste material sendo aplicado sobre um segmento de duto e uma placa desse material utilizada para a confecção dos corpos de prova.



Figura 3.5 – Material MC3 da empresa StrongBack Corporation sendo aplicado sobre um segmento de duto [59].



Figura 3.6 – Placa do material MC3 utilizada para a confecção dos corpos de prova.

### 3.1.4 – Material Compósito Produzido pelo Laboratório de Materiais Compósitos da COPPE/UFRJ

O material compósito (MC4) do Laboratório de Materiais Compósitos da COPPE/UFRJ foi produzido pelo processo de “Hand-lay-up” e consiste de uma resina epóxi DGEBA reforçada com tecido (trama) de fibras de vidro do tipo E. A cura completa da resina foi de, aproximadamente, 7 dias em temperatura ambiente. A seguir vemos um exemplo de uma placa desse material.



Figura 3.7 – Placa do Material Compósito (MC4) do Laboratório de Materiais Compósitos [59].

A Tabela 3.1 resume e ilustra comparativamente as características dos materiais estudados.

Tabela 3.1 – Resumo dos materiais estudados

Material	Matriz	Reforço	Método de Fabricação
(MC1)	Epóxi	Manta de fibra de vidro mais fibras de vidro unidirecionais	Laminação manual
(MC2)	Poliéster	Fibras de vidro unidirecionais	Pultrusão
(MC3)	Ureica	Tecido de fibra de vidro	Laminação manual
(MC4)	Epóxi DGEBA	Tecido de fibra de vidro	Laminação manual

Ensaio preliminares de tração foram realizados por Fujiyama [59] utilizando a norma de ensaios ASTM D-3039 [61], a partir dos quais foram obtidos os gráficos característicos do comportamento tensão *versus* deformação e as propriedades mecânicas em carregamento monotônico desses materiais. Os resultados representam uma média de 6 (seis) corpos de prova de cada material.

As Figuras 3.8 a 3.11 ilustram os gráficos tensão *versus* deformação representativos de cada material ensaiado.

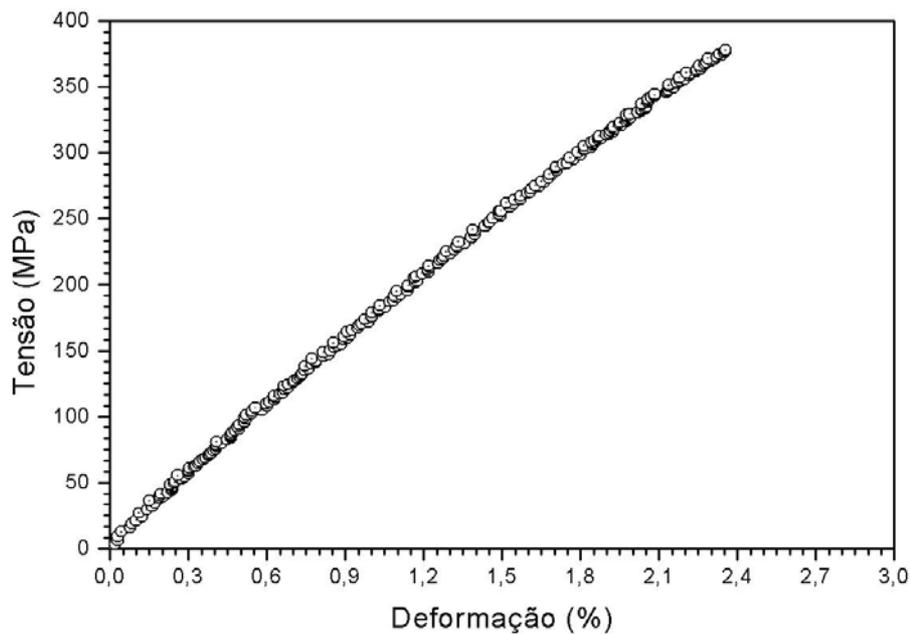


Figura 3.8 – Gráfico tensão *versus* deformação representativo do material MC1.

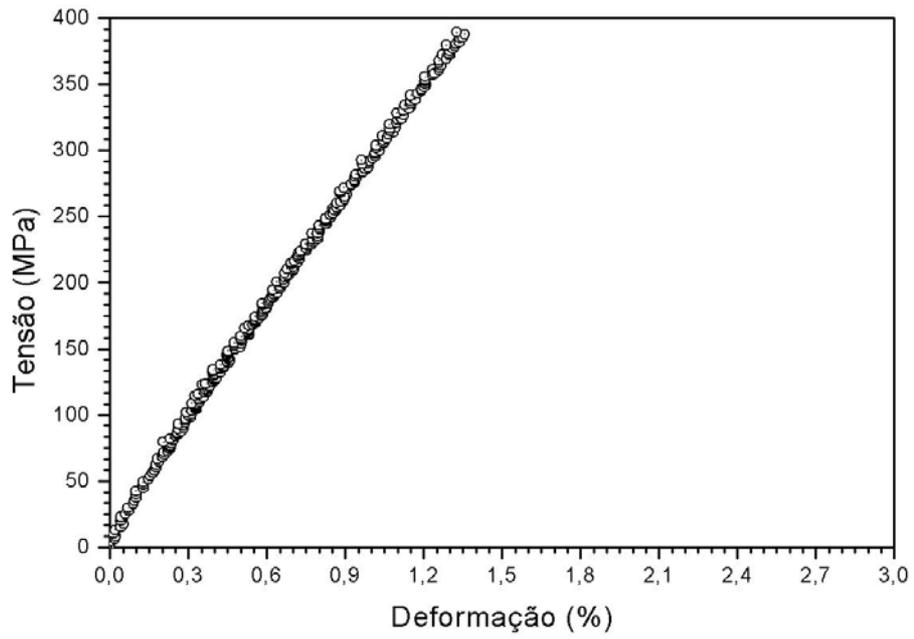


Figura 3.9 – Gráfico tensão *versus* deformação representativo do material MC2.

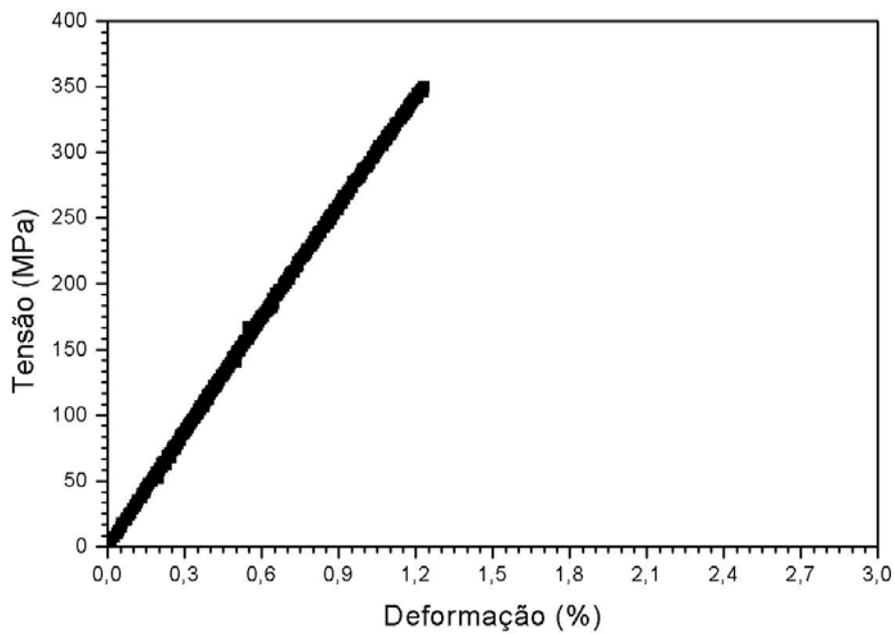


Figura 3.10 – Gráfico tensão *versus* deformação representativo do material MC3.

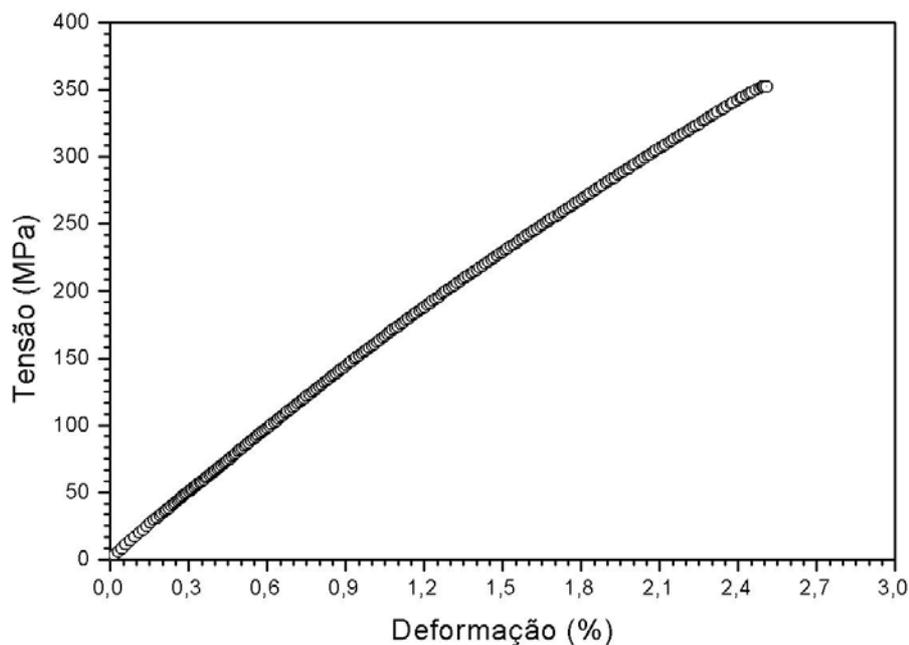


Figura 3.11 – Gráfico tensão *versus* deformação representativo do material MC4.

A partir desses resultados foram obtidas as propriedades mecânicas dos materiais em estudo cujos valores foram utilizados para a determinação da tenacidade à fratura. A Tabela 3.2 ilustra as principais propriedades mecânicas e características dos mesmos.

Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas e características dos materiais estudados [59].

<b>Material</b>		$\sigma_{\max}$ [MPa]	$\epsilon_{\max}$ [%]	$E$ [GPa]	<b>Fração de fibras</b> [% em peso]
<b>MC1</b>	Média	<b>383,75</b>	<b>2,40</b>	<b>21,11</b>	<b>58,98</b>
	Desv. Pad.	10,95	0,10	0,59	0,81
<b>MC2</b>	Média	<b>378,48</b>	<b>1,20</b>	<b>31,89</b>	<b>54,32</b>
	Desv. Pad.	7,85	0,10	3,90	4,90
<b>MC3</b>	Média	<b>369,05</b>	<b>1,30</b>	<b>28,66</b>	<b>51,14</b>
	Desv. Pad.	6,48	0,08	2,15	1,66
<b>MC4</b>	Média	<b>376,83</b>	<b>2,60</b>	<b>20,53</b>	<b>44,53</b>
	Desv. Pad.	12,56	0,05	1,85	1,39

### 3.2 – METODOLOGIA

Inicialmente foi proposta a utilização de uma metodologia para a determinação da tenacidade à fratura desses materiais, segundo a norma de ensaios ASTM E-1922 [6], desenvolvida para materiais que apresentam comportamento linear elástico, determinando-se, neste caso, a tenacidade à fratura translaminar  $K_{TL}$ , que é uma medida da resistência do compósito laminado de matriz polimérica ao dano na ponta do entalhe e ao crescimento efetivo de trinca translaminar sob o modo I de carregamento. Neste caso, os resultados só são válidos para as condições nas quais a região danificada na ponta do entalhe é pequena comparada com o comprimento do entalhe e com as dimensões dos corpos de prova. Esta metodologia está baseada na utilização de corpos de prova do tipo ESE(T), semelhante à metodologia empregada por El-Hajjar e Haj-Ali [39] para a caracterização do comportamento em fratura de materiais compósitos pultrudados reforçados por fibras. Esta metodologia, entretanto, não foi adequada aos materiais em estudo e os resultados obtidos nessa primeira etapa foram publicados no periódico *Petro & Química*. Esse trabalho pode ser visto no Apêndice do presente documento.

A tenacidade à fratura dos compósitos estudados foi, então, avaliada mediante a determinação dos valores de *CTOD* ( $\delta$ ) e *Integral -J* pela norma ASTM E-1820 [34] e pelo *CTOD* de Schwalbe ( $\delta_5$ ) [36], segundo a metodologia recentemente desenvolvida por Castrodeza *et al* [2, 3, 4], para a avaliação da tenacidade à fratura de compósitos laminados fibra-metal baseada no uso de corpos de prova do tipo compacto de tração (C(T)) e flexão em três pontos com entalhe lateral (SE(B)). Uma vez que a norma de ensaios ASTM E-1820 foi desenvolvida para materiais metálicos, esta metodologia citada utiliza os corpos de prova normalizados com pequenas modificações e evita ou leva em consideração uma série de problemas como flambagem, indentações, acuidade ao entalhe, que aparecem quando os procedimentos da ASTM são diretamente aplicados.

Nos materiais MC1 e MC2 os entalhes foram efetuados perpendicularmente à direção de maior resistência do material, ou seja, na direção perpendicular às fibras unidirecionais. No caso dos materiais MC3 e MC4, que apresentam o reforço na forma de tecido com as fibras alinhadas a 0 e 90°, esta atenção não se torna necessária.

### 3.2.1 – Corpos de Prova

Diversos testes foram realizados com os dois tipos de corpos de prova citados anteriormente para avaliar a aplicabilidade dos mesmos aos materiais estudados. Como resultado desses testes preliminares foi possível constatar que:

- (a) O material MC1 só pôde ser testado com o corpo de prova SE(B), uma vez que quando foi utilizado o corpo de prova C(T) a trinca se propagou no plano perpendicular ao entalhe. A Figura 3.12 ilustra esse problema. Para este material que apresenta um reforço adicional, responsável por uma maior resistência na direção do mesmo, o entalhe foi executado na direção transversal às fibras;



Figura 3.12 – Trinca propagada na direção das fibras no corpo de prova C(T) do material MC1.

- (b) O material MC2, que apresenta o reforço em apenas uma direção, não se adequou aos dois tipos de corpos de prova propostos uma vez que a trinca se propagou também no plano perpendicular ao entalhe. Para esse material foram testados outros dois tipos de corpos de prova que não estão normalizados, mas que são aceitos pela comunidade científica: corpos de

prova de tração com entalhe central (M(T) de pequena largura) e corpos de prova de tração com duplo entalhe lateral (DE(T)). Os resultados com esses corpos de prova mostraram que também não foi possível a determinação da tenacidade à fratura do material MC2 com os mesmos. As Figuras 3.13 a 3.15 ilustram os corpos de prova utilizados para estudar o material MC2;

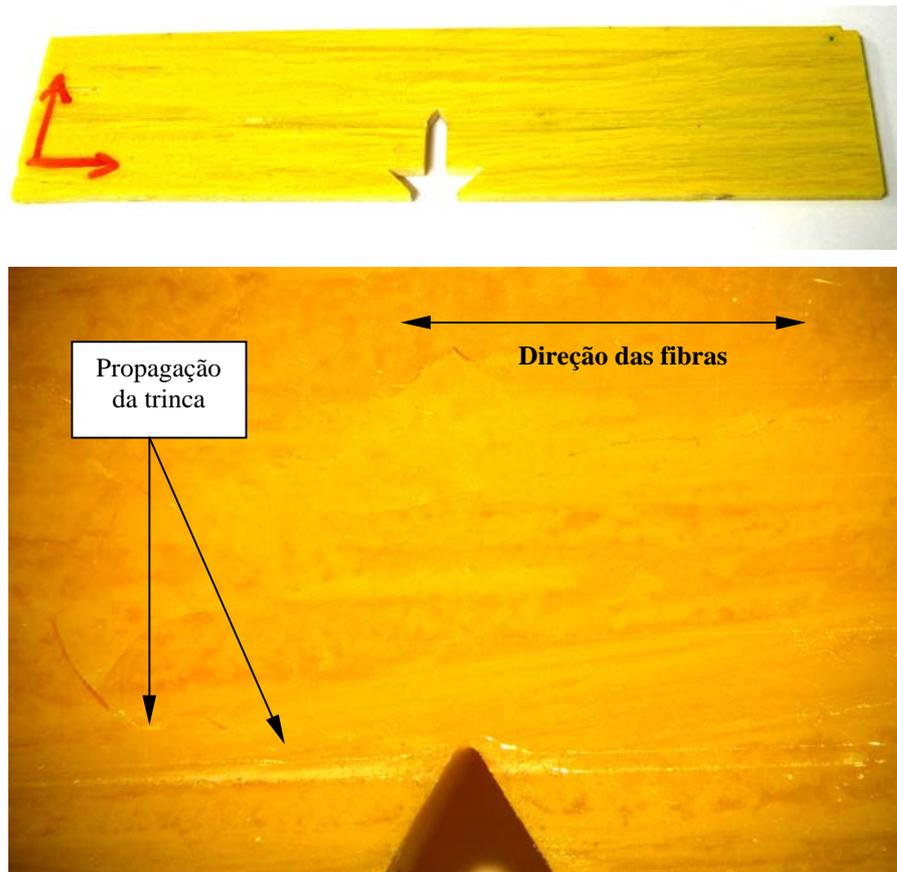


Figura 3.13 – Corpo de prova do tipo SE(B) com detalhe da ponta do entalhe mostrando a direção da propagação da trinca.

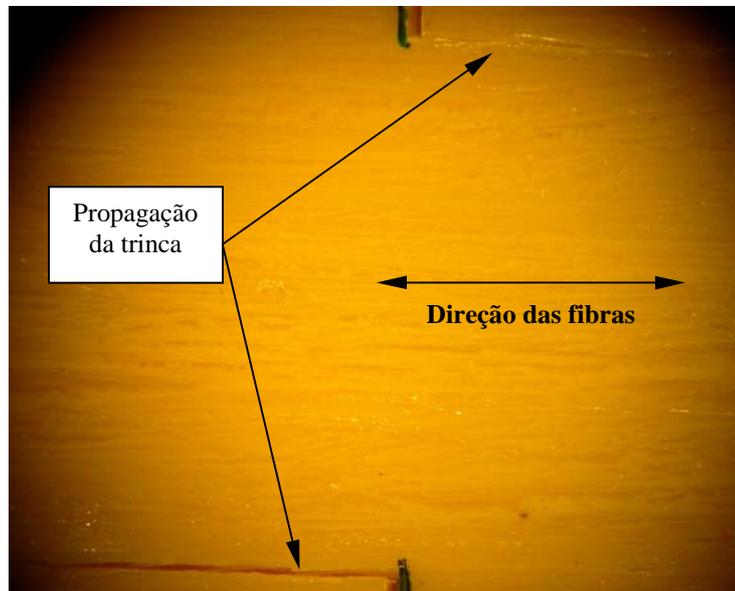


Figura 3.14 – Corpo de prova do tipo DE(T) com detalhe da ponta do entalhe mostrando a direção de propagação da trinca.

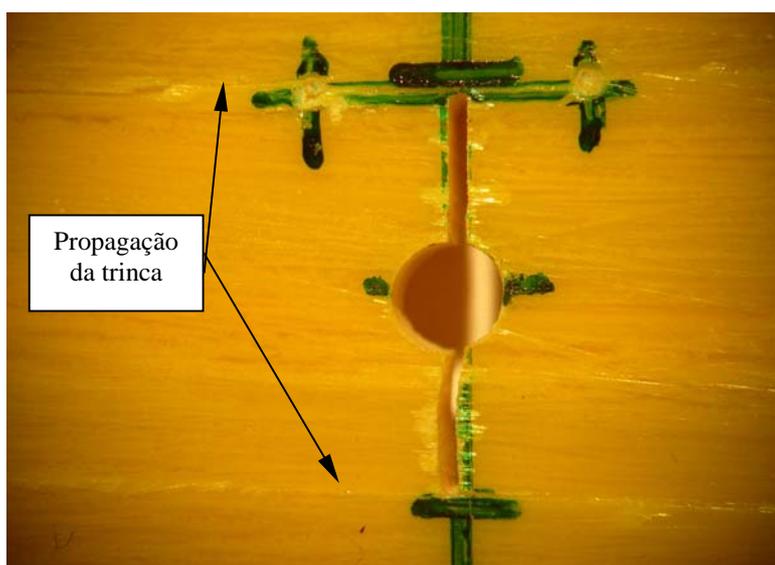
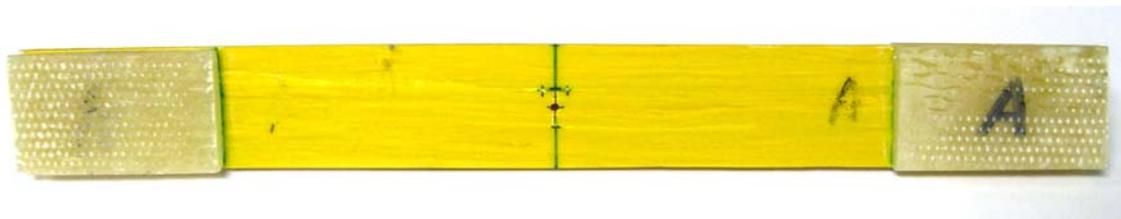


Figura 3.15 – Corpo de prova do tipo M(T) com detalhe da ponta do entalhe mostrando direção de propagação da trinca.

- (c) O material MC3 pôde ser estudado mediante a utilização tanto de corpos de prova do tipo C(T) quanto com os do tipo SE(B);
- (d) O material MC4 não pôde ser estudado com a utilização de corpos de prova C(T) nem SE(B) devido a problemas de delaminação que ocorreram durante os ensaios com este material. A Figura 3.16 mostra esse problema. Mas o problema foi resolvido com a utilização de corpos de prova do tipo M(T) com pequena largura.

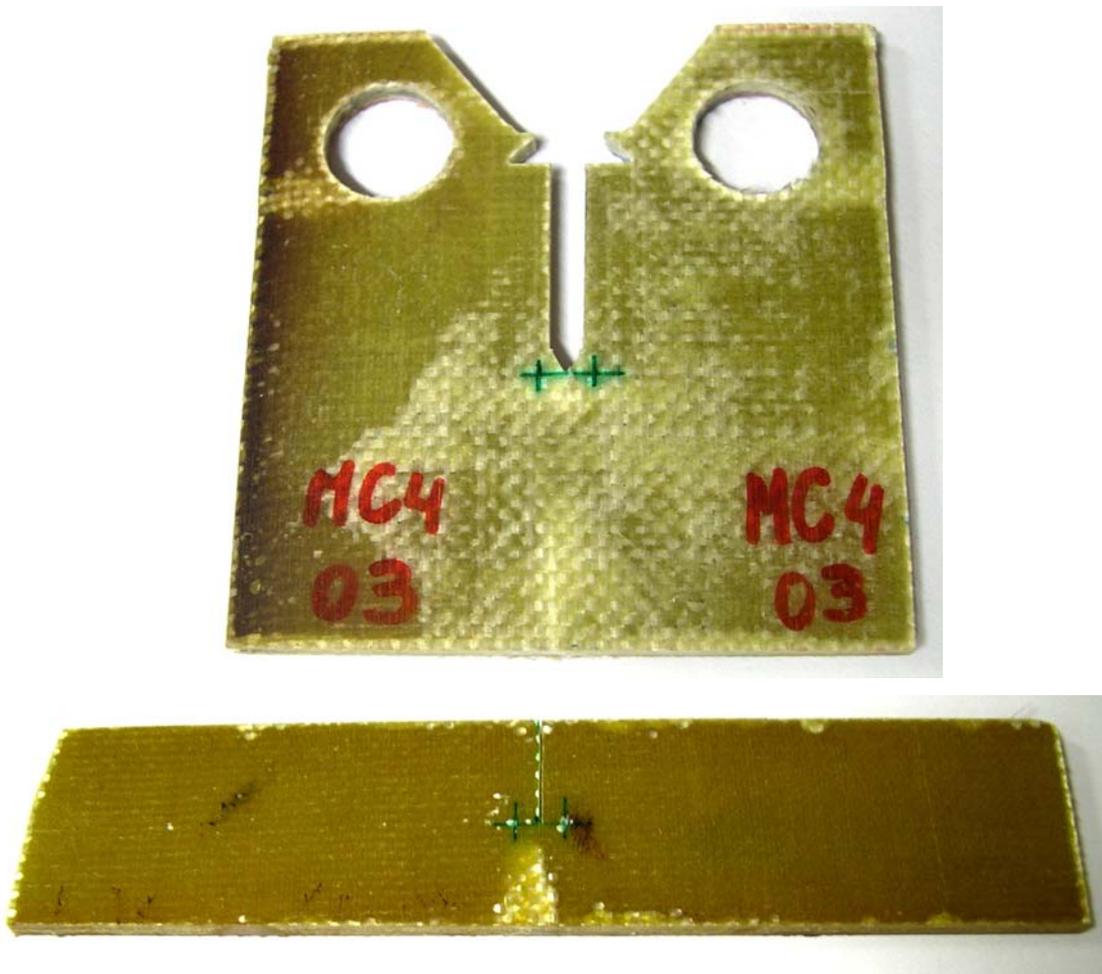


Figura 3.16 – Problema de delaminação nos corpos de prova C(T) e SE(B) do material MC4.

As Figuras 3.17 a 3.19 ilustram as dimensões dos 3 (três) tipos de corpos de prova utilizados neste trabalho. A espessura dos corpos de prova foi a própria espessura dos materiais (aproximadamente 3,0 mm), que está previsto pela norma.

Os corpos de prova C(T) foram usinados com entalhe agudo, realizado mediante fresa serra afiada em ângulo de  $30^{\circ}$  e acabado com corte com estilete que permitiu uma geometria das raízes das trincas do tipo V, com raio de raiz de, aproximadamente, 0,05 mm. As dimensões dos corpos de prova C(T) estão mostradas na Figura 3.17. Existe uma modificação na geometria da boca do entalhe destes corpos de prova em relação ao recomendado pela norma ASTM E-1820 para permitir a utilização de um extensômetro diretamente na linha de carga, facilitando os cálculos para a obtenção do *CTOD* [2].

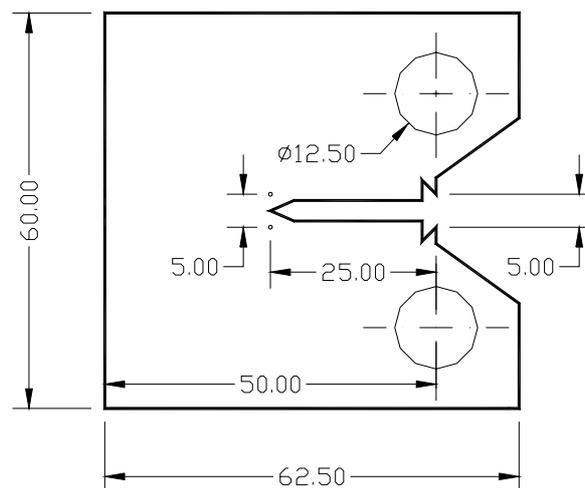


Figura 3.17 – Dimensões dos corpos de prova C(T), ( $W = 50,0$  mm). As marcas na ponta do entalhe são para fixação do *clip* para medida de  $\delta_5$  [2].

Para os corpos de prova SE(B) os entalhes foram usinados de forma similar aos corpos de prova C(T), optando-se por uma modificação na geometria da boca do entalhe para evitar a utilização de facas porta-clip e facilitar os cálculos posteriores. As dimensões destes corpos de prova podem ser vistas na Figura 3.18 [2].

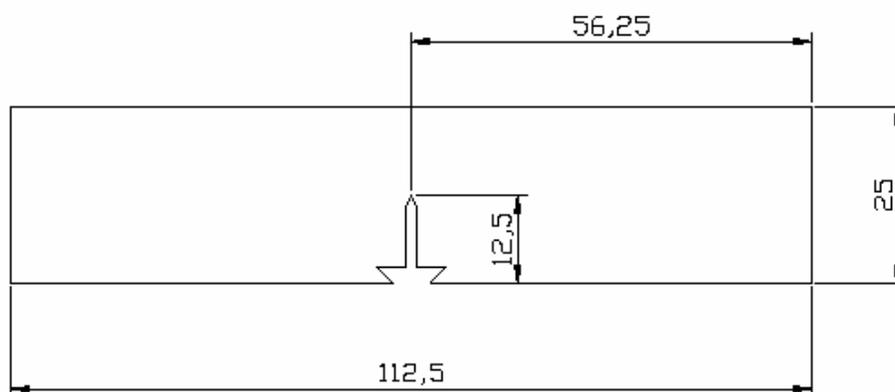


Figura 3.18 – Dimensões dos corpos de prova SE(B), ( $W = 25,0$  mm) [2].

Os corpos de prova M(T), que pela norma ASTM E-561 apresentam largura superior a  $W > 200$  mm, foram usinados com pequena largura ( $W = 25$  mm), de forma a manter uma relação  $2a/W < 0,3$ . Neste tipo de corpo de prova foram utilizados reforços nas extremidades (*tabs*) com o intuito de minimizar o efeito da concentração de tensão originada pelo contato direto das garras da máquina de ensaios com o material. O entalhe central foi usinado a partir de um furo com o uso de uma broca de 2,0 mm e depois terminado com uma serra de joalheiro, permitindo uma geometria das raízes das trincas do tipo U, com raio de raiz de, aproximadamente, 0,2 mm. As dimensões dos corpos de prova M(T) utilizados neste trabalho podem ser vistas na Figura 3.19.

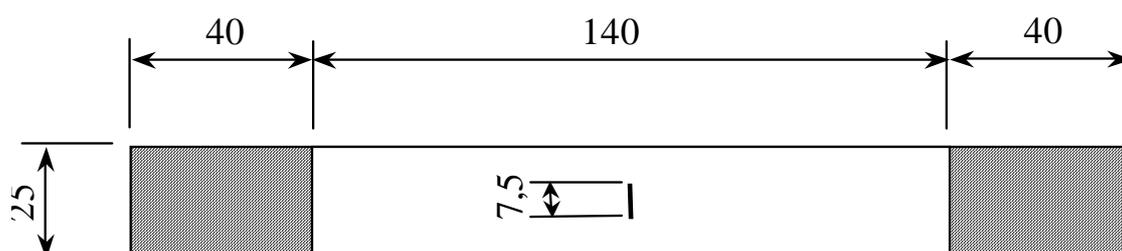


Figura 3.19 – Dimensões dos corpos de prova M(T), ( $W = 25,0$  mm).

A Tabela 3.3 a seguir mostra um resumo dos corpos de prova utilizados para cada material estudado neste trabalho.

Tabela 3.3 – Resumo dos corpos de prova utilizados para cada material.

<b>MATERIAL</b>	<b>TIPO DE CORPO DE PROVA</b>	<b>QUANTIDADE</b>
MC1	SE(B)	5
MC2	*****	*****
MC3	SE(B) e C(T)	5 (cada)
MC4	M(T)	5

### 3.2.2 – Dispositivos Anti-flambagem

É de extrema necessidade a utilização de dispositivos que evitem a flambagem durante os ensaios dos corpos de prova do tipo C(T) e SE(B) em consequência da pequena espessura dos materiais e da existência de tensões compressivas em algumas regiões destes tipos de corpos de prova.

O dispositivo anti-flambagem utilizado para os corpos de prova do tipo C(T) é formado por quatro placas retangulares, de alumínio, de 4,0 mm de espessura, que são fixadas por meio de 6 parafusos (três em cada metade). Este dispositivo, formado por duas metades iguais, permite que o corpo de prova se movimente e rotacione sem grandes restrições por atrito. A Figura 3.20 ilustra o posicionamento do dispositivo sobre os corpos de prova e as dimensões do mesmo [2].

Para os corpos de prova SE(B) o dispositivo anti-flambagem é formado por duas placas de aço separadas por um espaçador removível. Este conjunto é fixo por meio de 4 parafusos. Na Figura 3.21 podemos ver as dimensões deste dispositivo e o seu posicionamento sobre o corpo de prova [2].

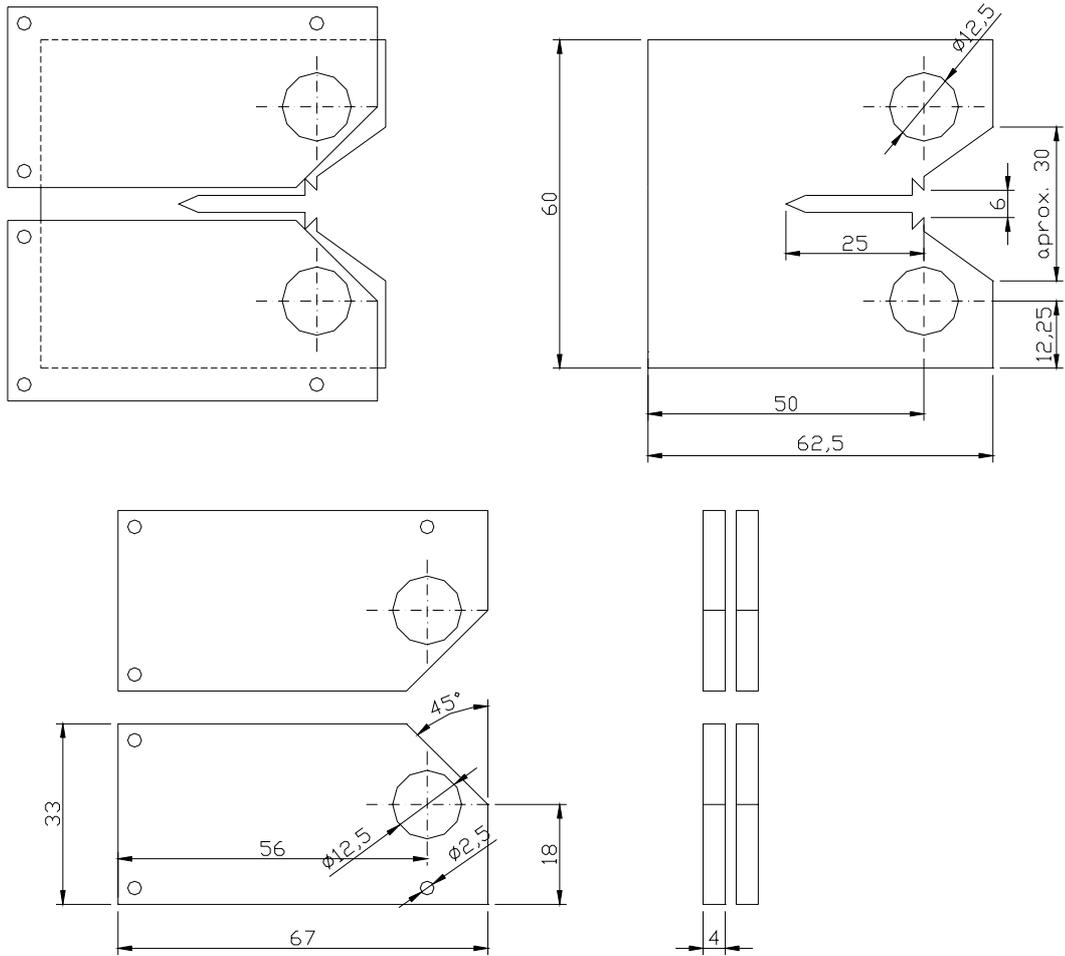


Figura 3.20 – Dispositivo anti-flambagem para os corpos de prova do tipo C(T) [2].

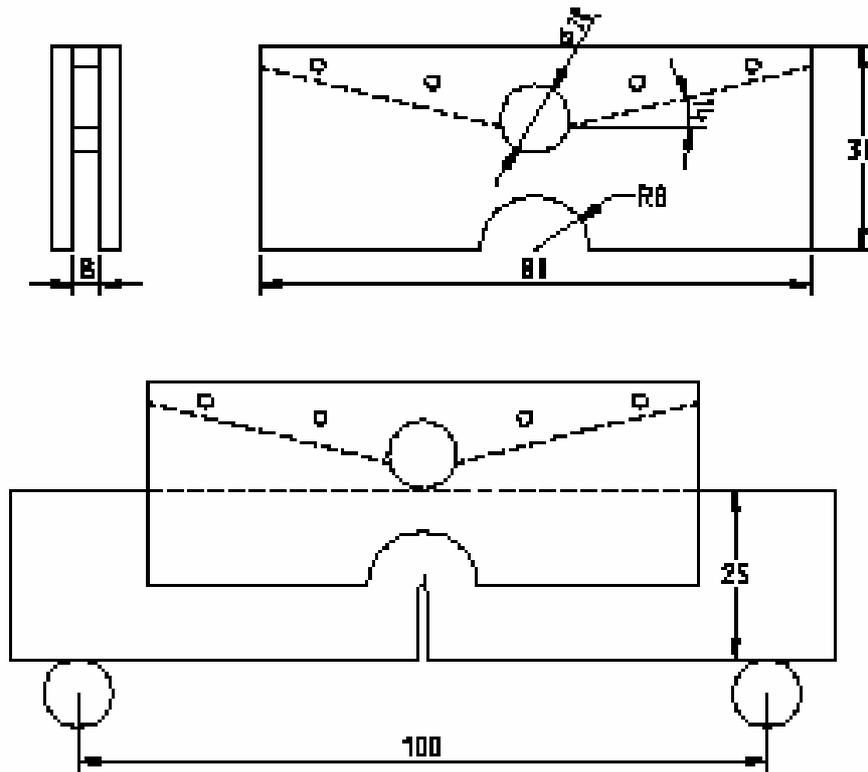


Figura 3.21 – Dispositivo anti-flambagem para os corpos de prova SE(B) [2].

### 3.2.3 – Indentações

Quando são realizados ensaios de mecânica da fratura a partir da utilização de corpos de prova C(T) e SE(B), é comum acontecer um fenômeno conhecido por indentação, que corresponde a uma deformação plástica localizada que ocorre devido ao carregamento, nas áreas de contato entre os pontos de apoio dos pinos ou roletes do dispositivo de ensaios e o material. Portanto, esta deformação precisa ser quantificada e descontada para não interferir nos resultados finais.

Como os corpos de prova do tipo C(T) foram modificados, colocando-se o extensômetro diretamente na linha de carga, este fenômeno é eliminado [2, 4].

Para os corpos de prova do tipo SE(B) o desconto do deslocamento devido às indentações é realizado a partir de corpos de prova semelhantes aos ensaiados,

baseando-se em uma metodologia desenvolvida para avaliação de indentações em materiais poliméricos, mediante a utilização da norma ASTM D-5045 [62]. Segundo esta metodologia são utilizados corpos de prova da mesma geometria e disposição, mas sem entalhe, como pode ser visto na Figura 3.22. Normalmente são utilizadas as metades dos corpos de prova fraturados. A partir desta configuração, o deslocamento medido é devido, fundamentalmente, às indentações originadas no material pelos pinos ou roletes através dos quais as cargas são aplicadas e pela deformação elástica, podendo assim ser descontado na etapa de tratamento de dados.

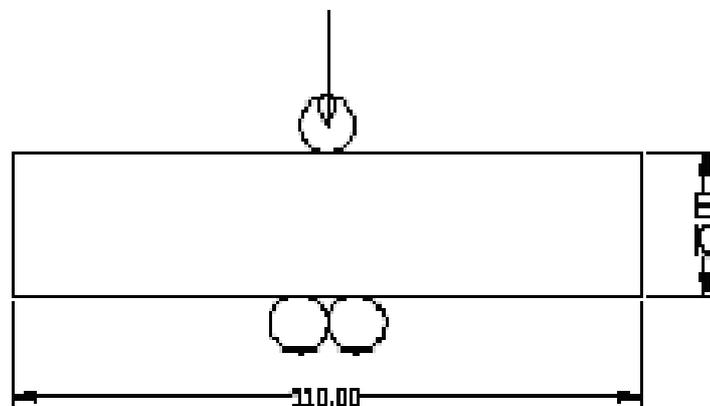


Figura 3.22 – Ensaio para determinação de indentações em corpos de prova SE(B).

A Figura 3.23 ilustra uma curva de carga *versus* deslocamento como exemplo de um corpo de prova SE(B) do material MC1 mostrando que o efeito da indentação é significativo e não pode ser desprezado.

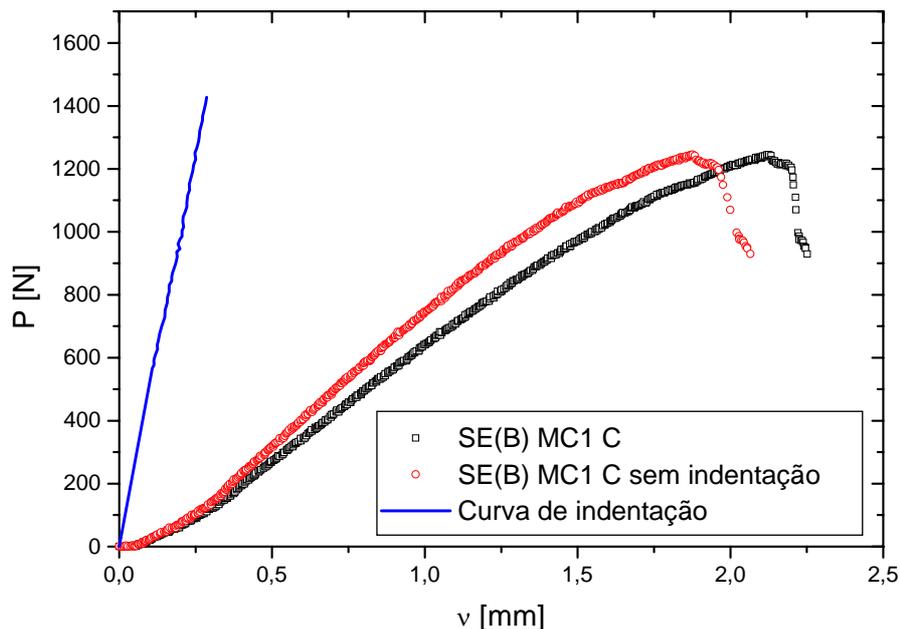


Figura 3.23 – Exemplo de curva  $P-v$  de um corpo de prova SE(B) do material MC1 sendo descontado o efeito da indentação.

### 3.2.4 – Determinação do Ponto Crítico

Na metodologia desenvolvida por Castrodeza *et al* (2, 3, 4), os autores descrevem que nos registros de  $P-v$  (carga *versus* deslocamento do ponto de aplicação de carga), ocorriam instabilidades semelhantes ao fenômeno de *pop-in* (pequenas quedas no registro de carga). Dessa forma, os valores críticos de tenacidade ( $J_C$  e  $\delta_C$ ) correspondiam ao ponto crítico, que foi definido como o ponto onde ocorria a primeira queda significativa no carregamento. De acordo com esta metodologia as instabilidades eram consideradas críticas quando a diferença entre a inclinação das retas secantes era superior a 2%, um valor mais conservador do que os 5% sugeridos pela norma ASTM E-1820. Quando essa diferença era inferior a 2%, ou seja, não significativa, os valores críticos de tenacidade foram calculados no início do platô de carga máxima.

No presente trabalho foi possível perceber que, para o mesmo material, alguns corpos de prova apresentaram tanto registros com instabilidades como registros com carregamento até o ponto de carga máxima e posterior queda suave. Dessa forma os valores críticos de tenacidade dos materiais foram calculados, neste trabalho, em um ponto de instabilidade significativo (diferença entre a inclinação das retas secantes superior a 5 %, de acordo com a norma ASTM E-1820) ou em um ponto de carga máxima.

### **3.2.5 – Equipamentos e Ensaios**

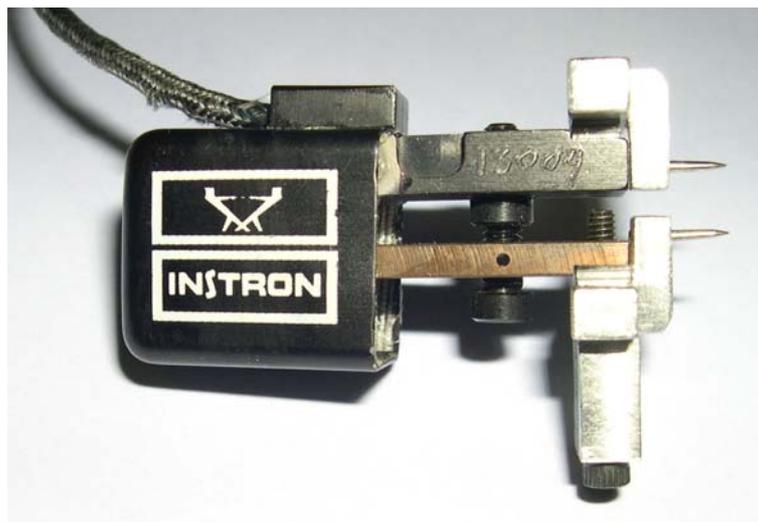
Para a realização da parte experimental deste trabalho foram utilizados os seguintes equipamentos: uma máquina de ensaios mecânicos MTS, modelo 810, do Instituto de Pesquisa e Desenvolvimento (IPD), do Exército do Brasil; um extensômetro Instron, modelo 2610-012 para medida da abertura da boca da trinca (*CMOD*) nos corpos de prova C(T) e SE(B); um extensômetro Instron, modelo 2620-525 para medida do deslocamento nos corpos de prova do tipo M(T); e um extensômetro Instron, modelo 2620-530, modificado, no qual as facas foram substituídas por pontas agudas para a medição do *CTOD* de Schwalbe ( $\delta_5$ ) nos 3 (três) tipos de corpos de prova. A Figura 3.24 mostra os 3 (três) tipos de extensômetros utilizados neste trabalho.



(a)



(b)



(c)

Figura 3.24 – Extensômetros utilizados no trabalho: (a) Extensômetro para medida de *CMOD*; (b) Extensômetro para medida de deslocamento nos corpos de prova *M(T)*; (c) Extensômetro modificado para medida do *CTOD* de Schwalbe.

Os dados foram obtidos a partir da máquina de ensaios por meio de um micro-computador e de uma placa de aquisição de dados da National Instruments, e processados a partir de um *software* especialmente desenvolvido para esses ensaios de mecânica da fratura.

No caso dos corpos de prova C(T) e SE(B), estes foram ensaiados com 2 (dois) extensômetros simultaneamente: um para a leitura dos registros de *CMOD* e outro para a leitura dos registros de  $\delta_5$ . Nas Figuras 3.25 e 3.26 podemos ver a montagem dos corpos de prova C(T) e SE(B) com os dois extensômetros e as placas anti-flambagem.



Figura 3.25 – Montagem dos corpos de prova do tipo C(T).

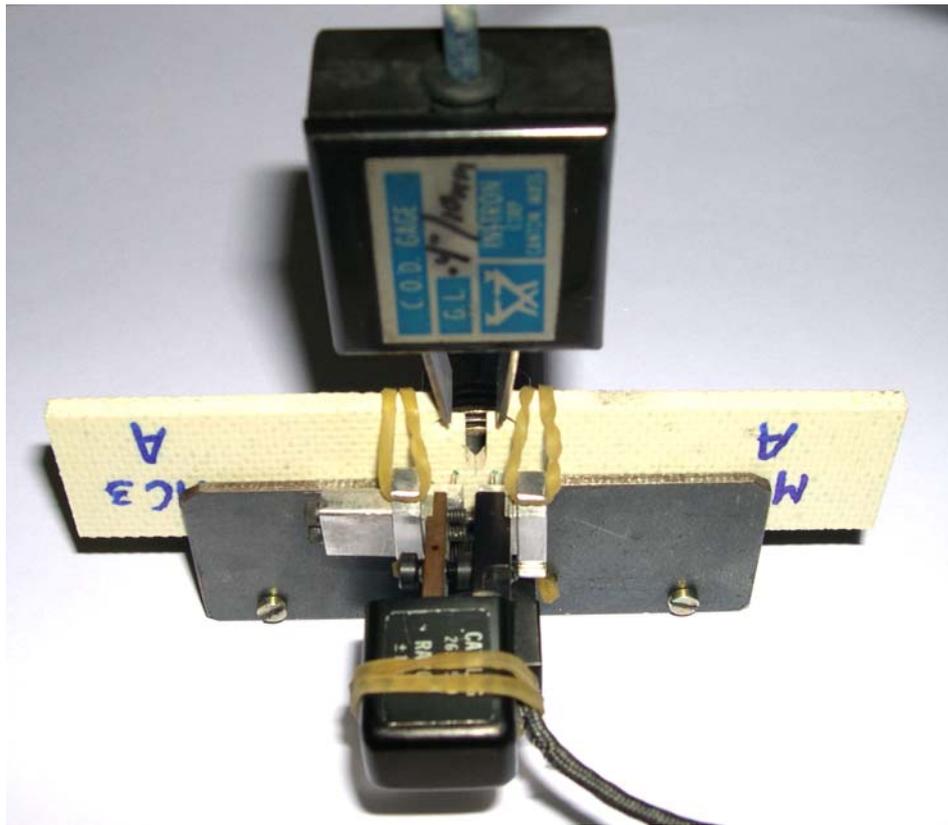


Figura 3.26 – Montagem dos corpos de prova do tipo SE(B).

Já no caso dos corpos de prova M(T) foram utilizados um extensômetro para medição do deslocamento do corpo de prova e um extensômetro para leitura dos registros de  $\delta_5$ . A Figura 3.27 ilustra a montagem dos corpos de prova do tipo M(T).

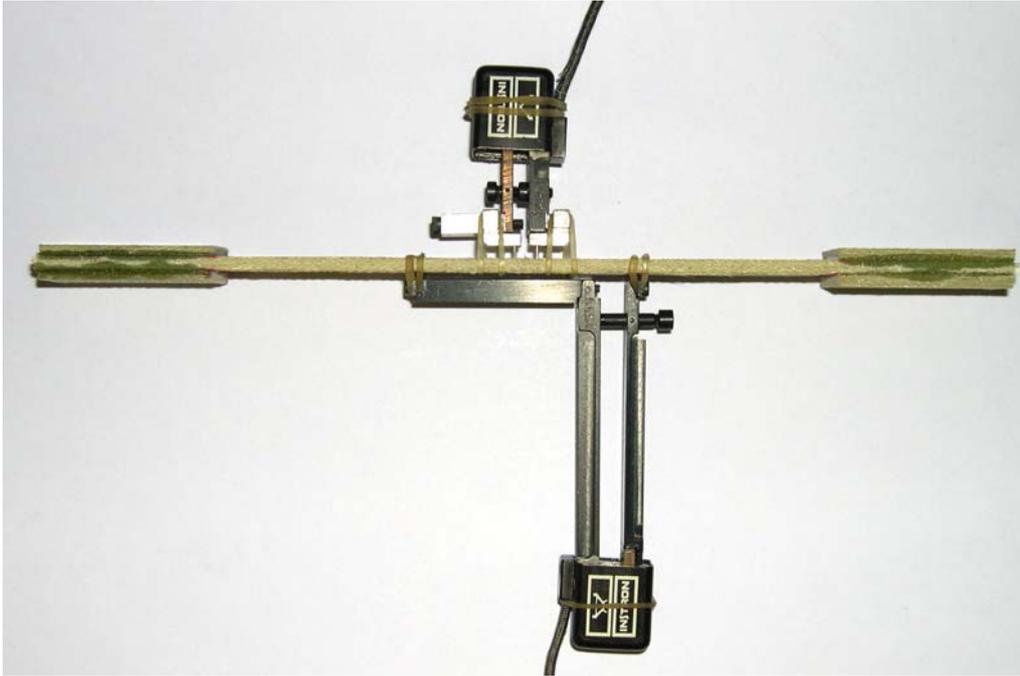


Figura 3.27 – Montagem dos corpos de prova M(T). Vista lateral do corpo de prova.

É importante salientar que os ensaios foram realizados sob carregamento constante a uma velocidade de 1,0 mm/min para todos os materiais.

No caso do material MC2, para o qual não foi possível determinar os valores de tenacidade à fratura, realizamos um estudo baseado na tensão residual deste material com a finalidade de avaliarmos a sensibilidade do mesmo à presença de um defeito.

### 3.2.6 – Análise Fratográfica

Foi realizada uma análise fratográfica do perfil e da superfície de fratura dos materiais estudados através da utilização de um estereoscópio ZEISS, modelo Stemi SV6, com a finalidade de observarmos o comportamento da trinca durante os ensaios e tentar analisar os modos de fratura que levaram o material a falhar.

No Capítulo seguinte serão apresentados os resultados obtidos a partir desses ensaios de tenacidade à fratura nesses materiais em estudo.

## CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 – RESULTADOS GRÁFICOS DOS ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA

As Figuras 4.1 a 4.3 ilustram os gráficos característicos das curvas de carregamento *versus* deslocamento na boca do entalhe (P vs.  $CMOD$ ) e carregamento *versus*  $CTOD$  de Schwalbe (P vs.  $\delta_5$ ) de um corpo de prova dos materiais MC1 e MC3 estudados.

Uma vez que não é possível utilizar um *clip-gauge* para medida de  $CMOD$  nos corpos de prova do tipo M(T), o material MC4 foi avaliado mediante um extensômetro para medida do deslocamento do corpo de prova, como foi mostrado no Capítulo anterior. Sendo assim, para este material apresentamos os gráficos característicos das curvas de carregamento *versus* deslocamento do corpo de prova (P vs.  $\nu$ ) e carregamento *versus*  $CTOD$  de Schwalbe (P vs.  $\delta_5$ ), como pode ser visto na Figura 4.4.

A tenacidade à fratura do material MC3 pôde ser avaliada a partir da utilização de dois tipos diferentes de corpos de prova, C(T) e SE(B), sendo possível fazer uma comparação dos valores de tenacidade obtidos com a utilização destas duas geometrias.

Todos os registros mostrados são representativos daqueles obtidos a partir dos outros corpos de prova de cada material.

É importante salientar que não foi possível obter resultados de tenacidade à fratura do material MC2 por motivo da não adequação do material aos diferentes tipos de corpos de prova testados com este material (ESE(T), SE(B), DE(T) e M(T)).

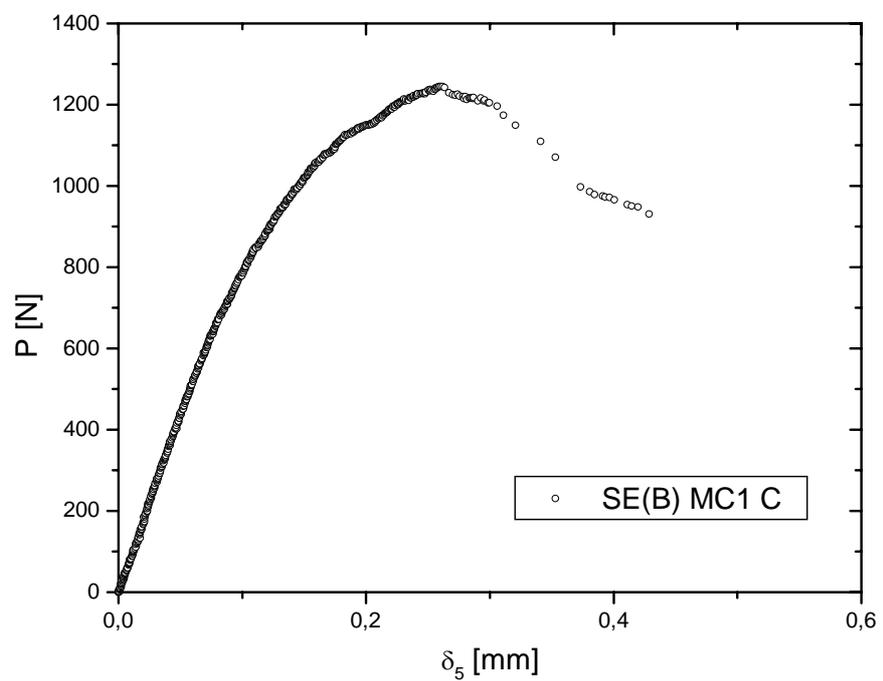
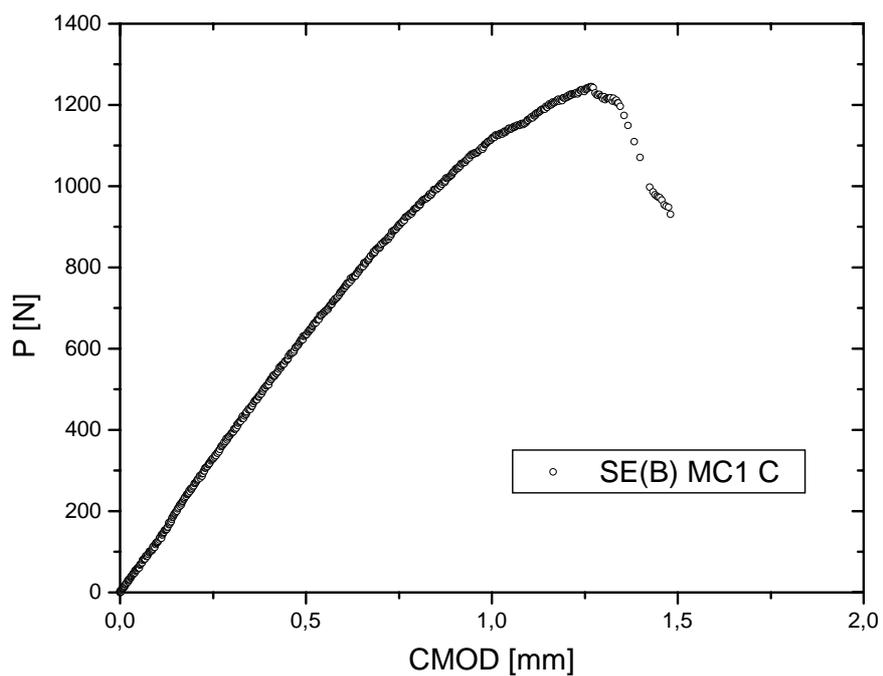


Figura 4.1 – Curvas  $P$  versus  $CMOD$  e  $P$  versus  $\delta_5$  representativas do material MC1, utilizando corpo de prova do tipo SE(B).

Podemos perceber pela Figura 4.1 acima que a curva cresceu até o ponto de carga máxima e depois decaiu. Dois dos cinco corpos de prova deste material apresentaram curvas com instabilidades que não chegaram a ser significativas segundo a norma ASTM E-1820 (queda inferior a 5 %). Em alguns corpos de prova o ponto de instabilidade coincidiu com o ponto de carga máxima.

A Figura 4.2 ilustra os registros obtidos a partir de um corpo de prova do tipo SE(B) do material MC3.

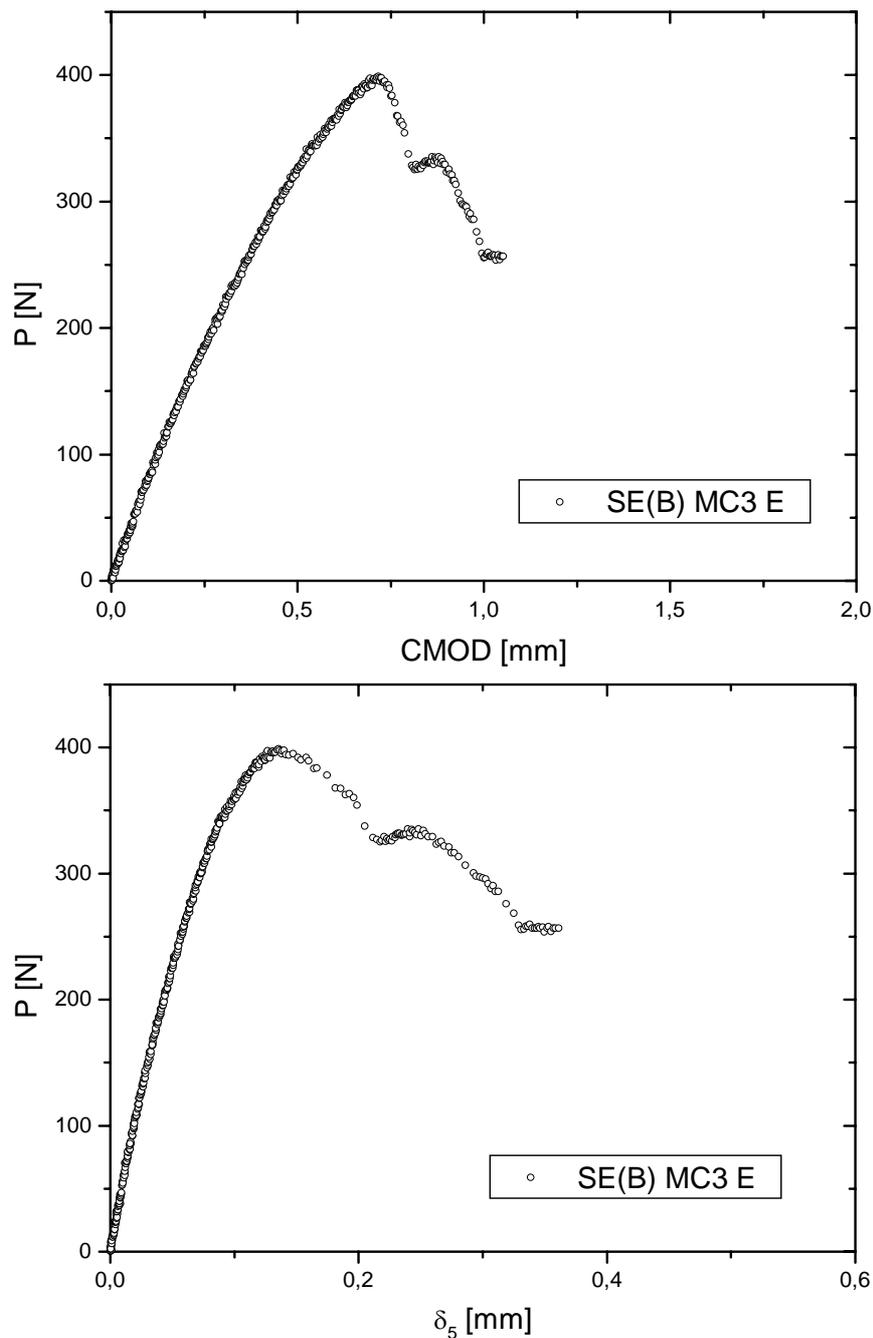


Figura 4.2 – Curvas  $P$  versus  $CMOD$  e  $P$  versus  $\delta_5$  representativas do material MC3, utilizando corpo de prova do tipo SE(B).

A seguir vemos os registros obtidos a partir de corpos de prova do tipo C(T) para este mesmo material MC3.

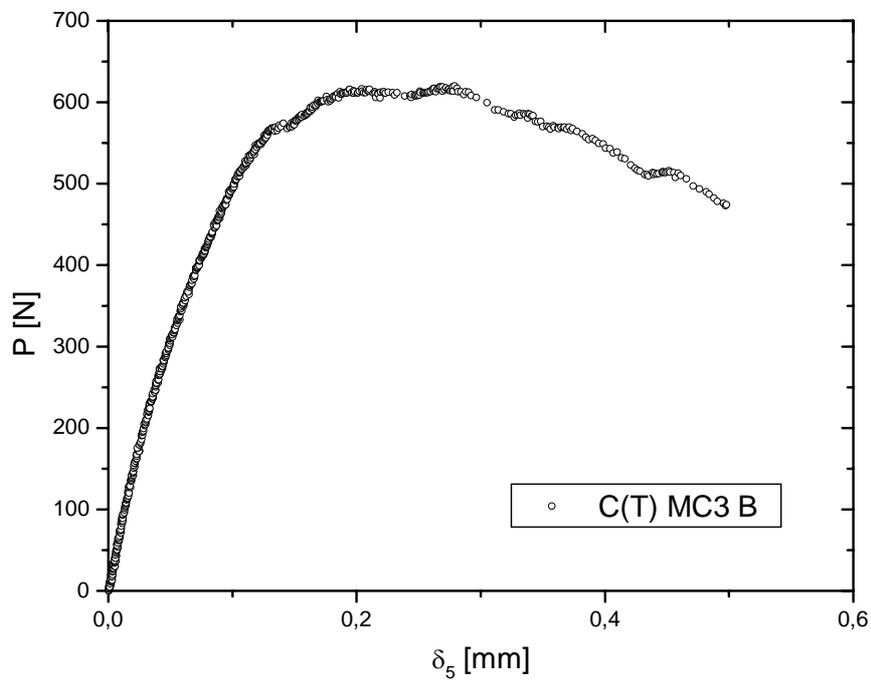
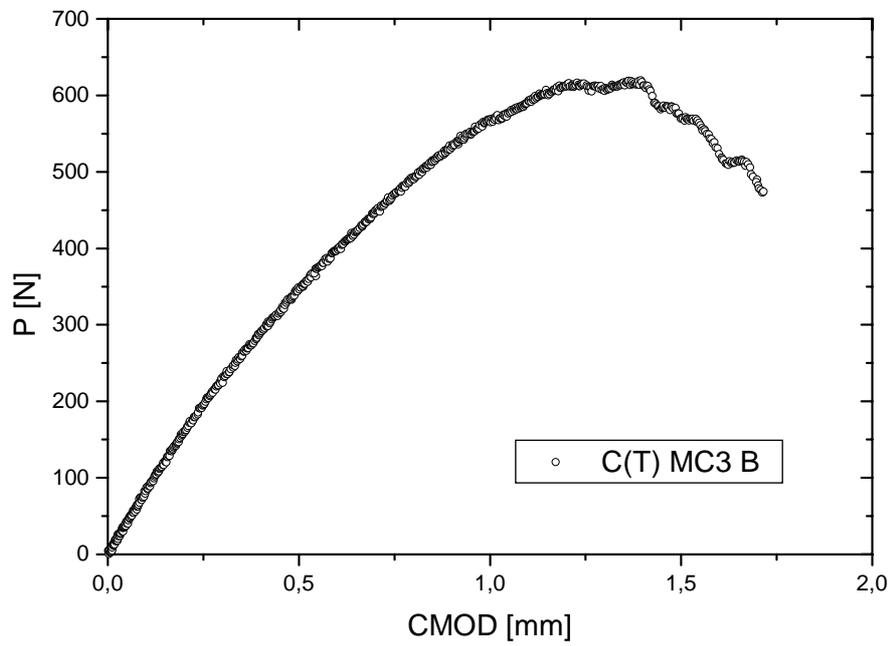


Figura 4.3 – Curvas  $P$  versus  $CMOD$  e  $P$  versus  $\delta_5$  representativas do material MC3, utilizando corpo de prova do tipo C(T).

Da mesma forma que ocorreu nos registros do material MC1, alguns registros do material MC3 apresentaram instabilidades, que determinadas vezes coincidiram com o ponto de carga máxima. Um dos cinco corpos de prova C(T) do material MC3 foi perdido durante os ensaios.

No caso dos materiais MC1 e MC3 podemos comprovar pelas Figuras 4.1 a 4.3 que as curvas P vs. *CMOD* são lineares inicialmente, mas desviam dessa linearidade à medida que se aproximam do ponto crítico (carga máxima ou instabilidade) do material. Este comportamento também foi observado no trabalho realizado por Solar e Belzunce [63] sobre tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) e curvas de resistência de compósito de resina poliéster reforçada por fibras de vidro. Neste estudo os autores relacionam este desvio da linearidade nas curvas P vs. *COD* com um pequeno crescimento de dano precedendo a fratura, uma vez que esse tipo de material não deforma plasticamente.

Outra observação a fazer com respeito às curvas P vs. *CMOD* das Figuras 4.1 a 4.3 está relacionada com a divisão entre as parcelas de deslocamentos elástico e plástico do *CMOD*. Nessas curvas é possível perceber que o deslocamento elástico corresponde a, aproximadamente 3/4 do deslocamento total, enquanto o restante (1/4) corresponde à parcela do deslocamento plástico.

As curvas P vs.  $\delta_5$  das Figuras 4.1 a 4.3 apresentam a mesma tendência das curvas P vs. *CMOD* correspondentes.

A Figura 4.4 ilustra os registros representativos do material MC4, obtidos a partir de corpos de prova do tipo M(T).

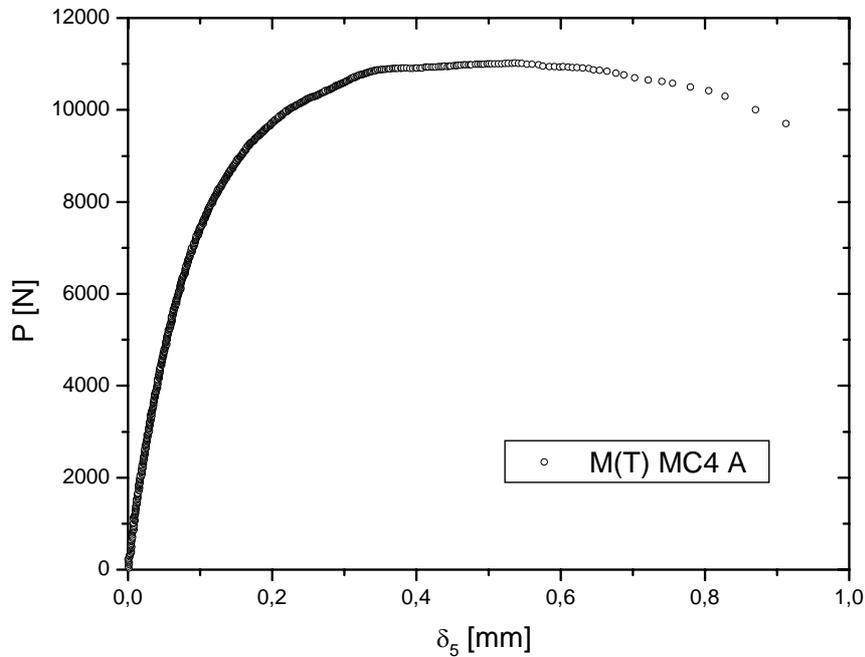
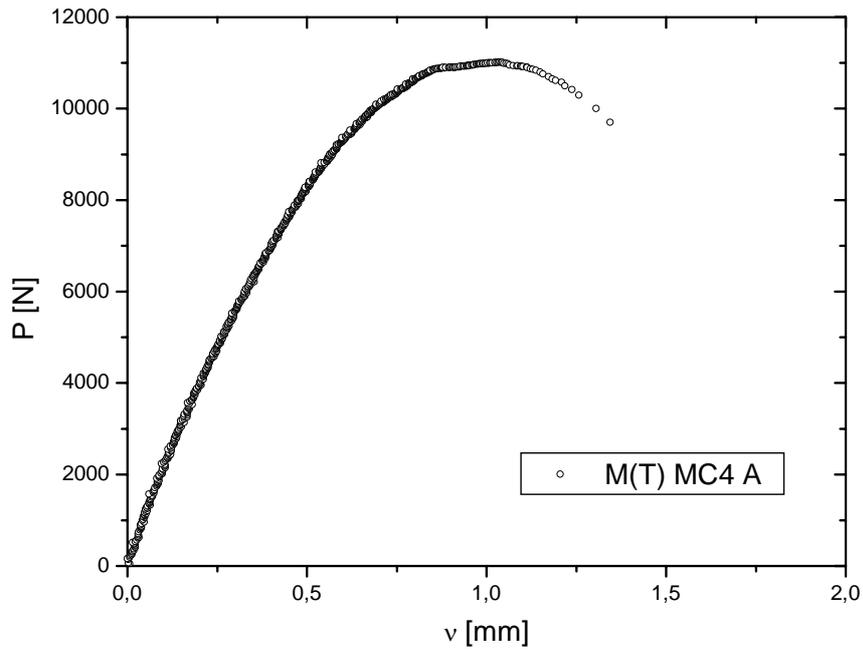


Figura 4.4 – Curvas  $P$  versus  $v$  e  $P$  versus  $\delta_5$  representativas do material MC4, utilizando corpo de prova do tipo M(T).

De acordo com a Figura 4.4 podemos perceber que a curva  $P$  vs.  $v$  do material MC4 apresenta um comportamento semelhante às curvas  $P$  vs.  $CMOD$  dos materiais MC1 e MC3, enquanto a curva  $P$  vs.  $\delta_5$  apresenta um comportamento mais suave do que as curvas  $P$  vs.  $\delta_5$  destes mesmos materiais.

## 4.2 – RESULTADOS DOS VALORES DE TENACIDADE À FRATURA

A partir da determinação do ponto crítico (instabilidade ou carga máxima) nas curvas carga vs. *CMOD* dos materiais MC1 e MC3 foi possível calcular os valores críticos do *CTOD* utilizando a equação (2.21), de acordo com o tipo de corpo de prova utilizado. No caso do material MC4 não conseguimos obter os valores de *CTOD*, pois não é possível medir o *CMOD* no tipo de corpo de prova adotado para os ensaios com este material.

Uma vez que a norma ASTM E-1820 foi desenvolvida para materiais metálicos e de grande espessura, uma série de considerações e aproximações foi necessária para adequá-la aos materiais estudados. Estas considerações e aproximações já foram citadas no Capítulo 2, mas é importante reforça-las para evitarmos qualquer dúvida no correto entendimento da metodologia adotada neste trabalho.

De acordo com a equação (2.16), o *CTOD* é determinado a partir da soma de uma componente elástica e uma plástica. Na componente elástica existem três considerações a fazer: o termo  $(1-\nu^2)$  do numerador foi descartado devido à pequena espessura dos materiais estudados e devido à dificuldade na determinação do módulo de Poisson ( $\nu$ ) dos mesmos; o valor da constante  $m$  do denominador é igual a 2 para materiais metálicos e de grande espessura uma vez que esses materiais se encontram em um estado plano de deformações. Entretanto, podemos adotá-lo igual a 1 se considerarmos que, devido à pequena espessura dos materiais estudados, os mesmos podem encontrar-se em um estado plano de tensões; por último, também no denominador, o valor de  $\sigma_{LE}$  (tensão limite de escoamento), característico de materiais dúcteis, foi substituído pelo valor de  $\sigma_R$  (tensão limite de resistência), levando em consideração que os materiais compósitos estudados apresentam comportamento frágil nos ensaios monotônicos de tração.

Essa série de considerações que foram necessárias para podermos utilizar as equações da norma ASTM E-1820 nos materiais deste trabalho acarretou uma queda significativa da parcela do *CTOD* elástico em relação a do *CTOD* plástico, que pôde ser observada durante a etapa de tratamento de dados. O material MC1, no ponto crítico,

apresentou valores de  $CTOD_{el}$  com diferença inferior em até uma casa decimal em relação aos valores do  $CTOD_{pl}$ . Já o material MC3 chegou a apresentar esta diferença inferior em até duas casas decimais. Entre as possíveis causas para este comportamento podemos considerar os baixos valores de  $K$  determinados no ponto crítico desses materiais, os valores de  $\sigma_{LE}$  que foram substituídos pelos valores de  $\sigma_R$  e os valores do módulo de elasticidade ( $E$ ) que deveriam ter sido substituídos pelos valores de  $E'$  (módulo de elasticidade aparente), partindo do princípio que esses materiais apresentam diferentes valores de  $E$  nas duas direções de carregamento. Essa diferença é mais acentuada nos materiais MC1 e MC2 que possuem resistência direcionada em consequência do reforço direcional. Para os materiais MC3 e MC4 esse problema é menos acentuado pois o reforço desses materiais encontra-se na forma de tecido, permitindo que os mesmos apresentem valores teóricos de  $E$  semelhantes nas direções longitudinal e transversal de carregamento. Os valores de  $E'$  não foram utilizados porque não dispomos dos mesmos e o tempo era insuficiente para determinarmos experimentalmente os mesmos. Mesmo assim, podemos perceber que o problema maior encontra-se na relação entre  $K$  e  $\sigma_R$ , e não tanto no valor de  $E'$ , o que levou a uma subestimação dos valores dessa componente elástica do  $CTOD$  no caso dos materiais MC1 e MC3.

Já na componente plástica dispensamos o termo  $z$ , por termos adotado uma modificação da geometria na boca do entalhe dos corpos de prova do tipo C(T) e SE(B), e considerarmos que o modelo de dobradiça plástica (*plastic hinge*) funciona nesses materiais com os valores de fator de rotação plástico iguais aos sugeridos pela norma para esses dois tipos de corpos de prova.

Desta forma, serão apresentados dois valores de  $\delta$  tradicional para os materiais MC1 e MC3: um considerando o valor da constante  $m=2$  e outro considerando  $m=1$ .

Os valores críticos do  $\delta_5$  foram obtidos diretamente dos gráficos  $P$  vs.  $\delta_5$  de cada corpo de prova ensaiado, uma vez que esta propriedade não necessita de modelos matemáticos, como já foi comentado no Capítulo 2.

Com o intuito de obtermos mais informações a partir dos ensaios de tenacidade à fratura dos materiais em estudo determinamos, também, os valores de Integral- $J$  dos mesmos de acordo com a equação (2.28), utilizando, para isso, os registros de carga *versus* deslocamento ( $P$  vs.  $v$ ) de cada material. No caso dos corpos de prova do tipo SE(B) foi necessário descontar, inicialmente, o efeito das indentações causadas pelos pinos e roletes durante os ensaios.

Para o cálculo da Integral- $J$ , consideramos o valor da constante  $\eta=1$  no caso dos corpos de prova do tipo M(T) [2], uma vez que este valor não está normalizado para este tipo de corpo de prova, além de ser complicado de ser medido. Entretanto, este valor representa uma boa aproximação para a constante citada.

Da mesma forma que o  $CTOD$ , a Integral- $J$  é composta pela soma das componentes elástica e plástica. Na componente elástica (equação (2.28)) também descartamos o termo  $(1-\nu^2)$  do numerador, de modo semelhante ao caso da componente elástica do  $CTOD$ . O valor crítico de  $J$  foi obtido no mesmo ponto do  $\delta_c$ .

A Tabela 4.1 mostra os valores críticos do  $CTOD$  ( $m=2$  e  $m=1$ ), do  $\delta_5$  e da Integral- $J$  dos corpos de prova testados, enquanto a Tabela 4.2 mostra a média e o desvio padrão desses valores. Para o material MC4 não são mostrados os valores de  $CTOD$  pelos motivos já citados.

Tabela 4.1 – Valores críticos do *CTOD* ( $\delta$ ),  $\delta_5$  e da Integral-*J*

Material	Corpo de Prova	$K$ [MPa.m <sup>1/2</sup> ]	$\delta_c$ (m=2) [mm]	$\delta_c$ (m=1) [mm]	$\delta_{5c}$ [mm]	$J_c$ [kJ/m <sup>2</sup> ]	
MC1	SE(B)	A	19,65	0,09	0,12	0,24	26,60
		B	19,29	0,16	0,18	0,28	35,88
		C	20,89	0,13	0,15	0,26	33,62
		D	19,49	0,10	0,12	0,20	25,18
		E	18,43	0,06	0,08	0,18	20,44
MC3	SE(B)	A	8,30	0,10	0,10	0,21	7,53
		B	7,52	0,08	0,08	0,20	5,55
		C	7,77	0,11	0,11	0,23	7,91
		D	8,33	0,10	0,10	0,19	7,63
		E	8,08	0,07	0,07	0,14	4,77
MC3	C(T)	A	8,68	0,15	0,15	0,21	9,10
		B	8,46	0,20	0,20	0,28	11,73
		C	8,49	0,16	0,17	0,24	9,40
		D	7,76	0,17	0,18	0,25	9,15
MC4	M(T)	A	17,62	-----	-----	0,54	94,98
		B	17,09	-----	-----	0,58	75,21
		C	17,33	-----	-----	0,40	72,91
		D	16,59	-----	-----	0,62	63,10
		E	17,27	-----	-----	0,86	99,41

Tabela 4.2 – Média e desvio padrão dos valores da Tabela 4.1

Material	$K$ [MPa.m <sup>1/2</sup> ]	$\delta_c$ (m=2) [mm]	$\delta_c$ (m=1) [mm]	$\delta_{5c}$ [mm]	$J_c$ [kJ/m <sup>2</sup> ]
MC1 SE(B)	19,55 ± 0,88	0,11 ± 0,04	0,13 ± 0,04	0,23 ± 0,04	28,34 ± 6,33
MC3 SE(B)	8,00 ± 0,35	0,09 ± 0,02	0,09 ± 0,02	0,19 ± 0,04	6,68 ± 1,42
MC3 C(T)	8,35 ± 0,40	0,17 ± 0,02	0,17 ± 0,02	0,25 ± 0,03	9,85 ± 1,26
MC4 M(T)	17,18 ± 0,38	*****	*****	0,60 ± 0,17	81,12 ± 15,44

De acordo com as Tabelas mostradas acima podemos perceber que os valores de  $\delta$  com m=1 são ligeiramente superiores aos valores quando consideramos m=2, no caso do material MC1. No caso do material MC3 os valores de  $\delta$ , considerando m=1 e m=2, são basicamente iguais. Esta diferença não foi mais significativa porque os valores da

componente elástica do  $\delta$  para os materiais MC1 e MC3 foram muito pequenos, como foi citado anteriormente.

O valor de  $m=1$  (estado plano de tensão) representaria melhor o estado de tensões na ponta do entalhe dos materiais estudados. No item seguinte mostraremos uma comparação entre as curvas de  $\delta$  e de  $\delta_5$ , considerando os valores de  $\delta$  calculados a partir dos valores de  $m=1$  e  $m=2$ .

Outra observação a fazer em relação às Tabelas 4.1 e 4.2 é que os valores de  $K$ ,  $\delta$  e  $\delta_5$  são próximos para o material MC3 considerando os dois tipos de corpos de prova utilizados. Por outro lado foi feita uma análise estatística baseada na distribuição t de Student considerando a média amostral e o desvio padrão dos valores de  $\delta_5$  e um nível de confiança de 95%. Pela distribuição estatística F de Snedecor foi possível comprovar a diferença das variâncias, o que nos levou a concluir que os valores de  $\delta_5$  obtidos para o mesmo material MC3, através dos dois tipos de corpos de prova utilizados, são estatisticamente diferentes [64].

#### **4.2.1 – Comparação entre $\delta$ tradicional e $\delta_5$**

Com a finalidade de comparar, ponto a ponto, os valores do  $\delta$  (ASTM) com os valores do  $\delta_5$ , foram traçadas curvas contínuas P vs.  $\delta$  utilizando a equação (2.16) para os materiais MC1 e MC3, que foram estudados com corpos de prova do tipo C(T) e SE(B). Em seguida, foram determinados os valores correspondentes de  $\delta$  ( $m=2$  e  $m=1$ ) e  $\delta_5$  para cada ponto de carregamento e, com isso, traçadas as curvas  $\delta$  vs.  $\delta_5$  para todos os corpos de prova ensaiados destes dois materiais. Nestas curvas foi traçada, também, uma reta identidade para facilitar a análise dos resultados. As Figuras a seguir ilustram esses registros.

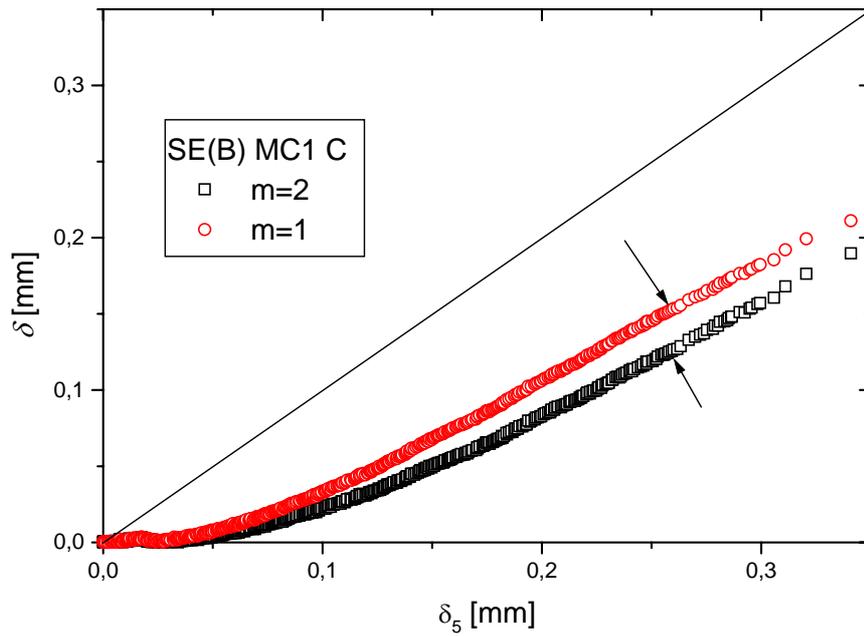


Figura 4.5 – Curva  $\delta$  ( $m=2$  e  $m=1$ ) vs.  $\delta_5$  representativa do material MC1, corpo de prova SE(B). O ponto crítico está indicado no gráfico com uma seta.

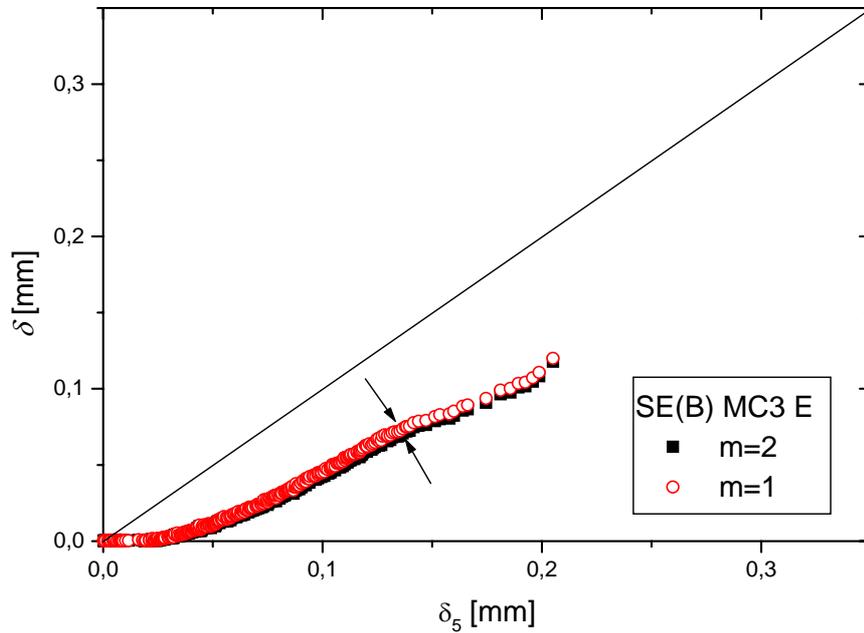


Figura 4.6 – Curva  $\delta$  ( $m=2$  e  $m=1$ ) vs.  $\delta_5$  representativa do material MC3, corpo de prova SE(B). O ponto crítico está indicado no gráfico com uma seta.

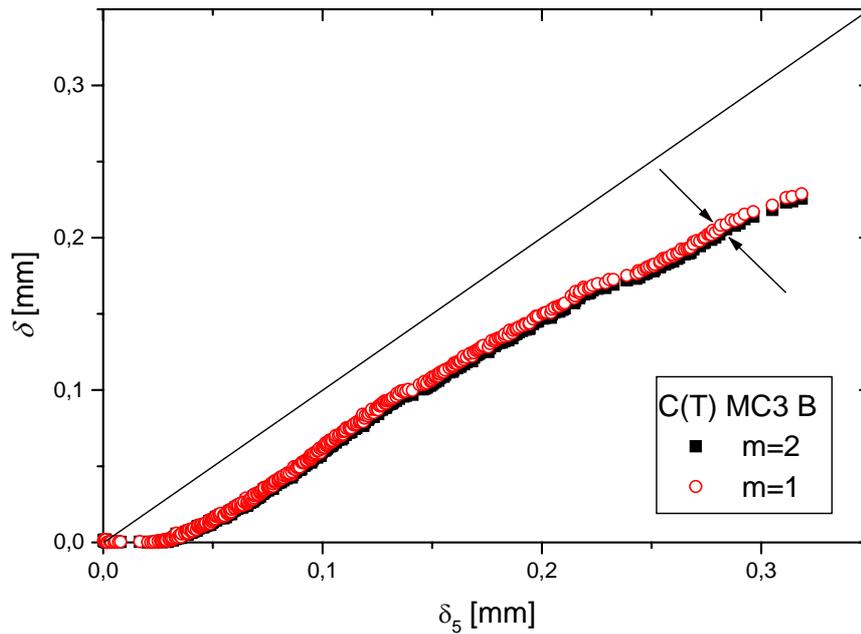


Figura 4.7 – Curva  $\delta$  ( $m=2$  e  $m=1$ ) vs.  $\delta_5$  representativa do material MC3, corpo de prova C(T). O ponto crítico está indicado no gráfico com uma seta.

De acordo com as curvas mostradas nas Figuras 4.5 a 4.7 podemos perceber que não existe uma identidade entre os dois parâmetros de *CTOD* determinados. Considerando como referência os valores de  $\delta_5$ , podemos perceber que os valores de  $\delta$  foram subestimados. Para o material MC3 praticamente não existe diferença nas curvas considerando os valores de  $m=1$  e  $m=2$ . No caso do material MC1 essa diferença foi mais acentuada, comprovando o que já havia sido mostrado pelas Tabelas 4.1 e 4.2.

#### 4.2.2 – Comparação entre $K$ e $\delta_5$

Na Figura 4.8 apresentamos um gráfico característico do comportamento  $K$  versus  $\delta_5$  de um corpo de prova de cada material, MC1, MC3 e MC4, com a finalidade de observarmos como estas duas propriedades se correlacionaram durante os ensaios de tenacidade à fratura destes materiais.

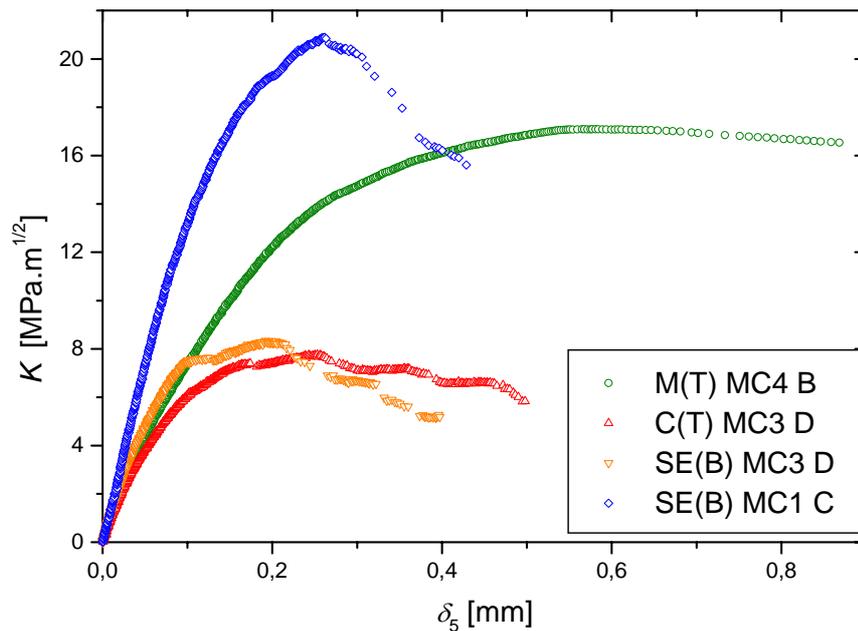


Figura 4.8 – Curvas características  $K$  versus  $\delta_5$  dos materiais MC1, MC3 e MC4.

A partir das curvas da Figura 4.8 podemos perceber que os valores de  $K$  apresentam um crescimento mais rápido em relação aos valores de  $\delta_5$  para o material MC1. Já para os materiais MC3 e MC4 este crescimento é mais suave.

Outra observação a fazer é a comprovação dos valores máximos de  $K$  do material MC3 serem bem inferiores aos valores de  $K$  dos materiais MC1 e MC4.

No caso do material MC3, que foi ensaiado com duas geometrias de corpos de prova, podemos constatar que os valores máximos de  $K$  são próximos, apesar do valor médio ter sido ligeiramente superior no caso dos corpos de prova do tipo C(T), como pode ser visto na Tabela 4.2.

#### 4.2.3 – Comparação entre Integral- $J$ e $CTOD$ ( $\delta$ )

A Integral- $J$  se relaciona com o  $CTOD$  de acordo com uma relação linear expressa pela seguinte equação [32]:

$$J = m\sigma_{LE}\delta \quad (4.1)$$

Uma vez que estes materiais não apresentam  $\sigma_{LE}$ , este valor foi substituído pelo valor da tensão limite de resistência ( $\sigma_R$ ), como já foi mencionado no cálculo dos valores do *CTOD* a partir dos valores de *CMOD* e o valor da constante adotado foi  $m=1$ .

Sendo assim, a equação (4.1) foi alterada para:

$$J = \sigma_R\delta \quad (4.2)$$

De posse desta equação (4.2) e considerando os valores experimentais de  $J$  é possível determinar os valores de  $\delta$ , sendo este novo valor denominado de  $\delta_j$ . Podemos, então, fazer uma comparação entre os valores de  $\delta_j$  e os valores experimentais de  $\delta$  obtidos para os materiais MC1 e MC3. A Figura 4.9 ilustra as curvas de *CTOD* ( $\delta$ ) versus *CTOD* ( $\delta_j$ ) representativas dos materiais em questão.

Estas curvas indicam que, considerando os valores de  $\delta$  como referência, os valores de  $\delta_j$  apresentam-se subestimados. Provavelmente esta subestimação deve-se ao fato de considerarmos o valor de  $\sigma_R$  no lugar de  $\sigma_{LE}$ .

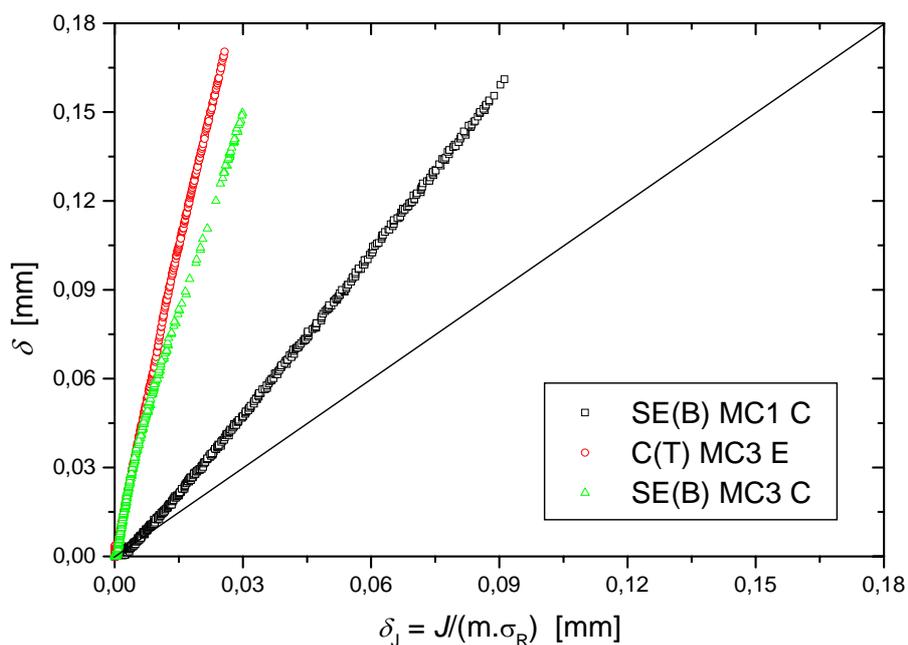


Figura 4.9 – Curvas  $\delta$  vs.  $[J/(m \cdot \sigma_R)]$  obtidas a partir de um corpo de prova representativo de cada material MC1 e MC3.

A Tabela 4.3 mostra os resultados dos valores críticos de  $\delta$  e  $\delta_J$  de todos os corpos de prova ensaiados dos materiais MC1 e MC3, enquanto a Tabela 4.4 mostra a média e o desvio padrão desses valores.

Tabela 4.3 – Valores críticos de  $\delta$  e  $\delta_J$  dos materiais MC1 e MC3

Material	Corpo de Prova		$\delta_c$ [mm]	$\delta_{Jc}$ [mm]	$\Delta\delta_c$ [%]
MC1	SE(B)	A	0,12	0,07	42
		B	0,18	0,09	50
		C	0,15	0,09	40
		D	0,12	0,07	42
		E	0,08	0,05	38
MC3	SE(B)	A	0,10	0,02	80
		B	0,08	0,02	75
		C	0,11	0,02	82
		D	0,10	0,02	80
		E	0,07	0,01	86
MC3	C(T)	A	0,15	0,03	80
		B	0,20	0,03	85
		C	0,17	0,03	82
		D	0,18	0,03	83

Tabela 4.4 – Média e desvio padrão dos valores da Tabela 4.3

<b>Material</b>	$\delta_C$ [mm]	$\delta_{JC}$ [mm]	$\Delta\delta_C$ [%]
<b>MC1</b> SE(B)	0,13 ± 0,04	0,07 ± 0,02	42 ± 5,0
<b>MC3</b> SE(B)	0,09 ± 0,02	0,02 ± 0,00	81 ± 4,0
<b>MC3</b> C(T)	0,18 ± 0,02	0,03 ± 0,00	83 ± 2,0

As Tabelas 4.3 e 4.4 comprovam o que foi exposto nas curvas da Figura 4.9, mostrando a diferença significativa que existe entre os valores de  $\delta$  obtidos a partir dos valores de *CMOD* e os valores de  $\delta_j$  obtidos a partir de uma relação teórica que considera os valores de *J* de acordo com a equação (4.2). Podemos perceber que devido aos erros inclusos nos valores de  $\delta$  e *J*, a equação (4.2) não funciona perfeitamente para os materiais do presente trabalho como o faz no caso de materiais metálicos.

#### 4.2.4 - Comparação entre Integral-*J* e $\delta_5$

Da mesma maneira que no item 4.2.3, a Figura 4.10 apresenta um gráfico característico do comportamento Integral-*J* versus  $\delta_5$  normalizado de um corpo de prova de cada material, MC1, MC3 e MC4, ilustrando a correspondência entre essas duas variáveis mediante a comparação a partir de uma reta identidade. A normalização do  $\delta_5$  é feita multiplicando seu valor experimental pelas constantes *m* e  $\sigma_R$ , sendo *m*=1 e  $\sigma_R$  correspondente para cada material de acordo com a Tabela 3.2. Mais uma vez os valores de  $\sigma_{LE}$  foram substituídos pelos valores de  $\sigma_R$ , o que acarreta um erro na normalização do  $\delta_5$ .

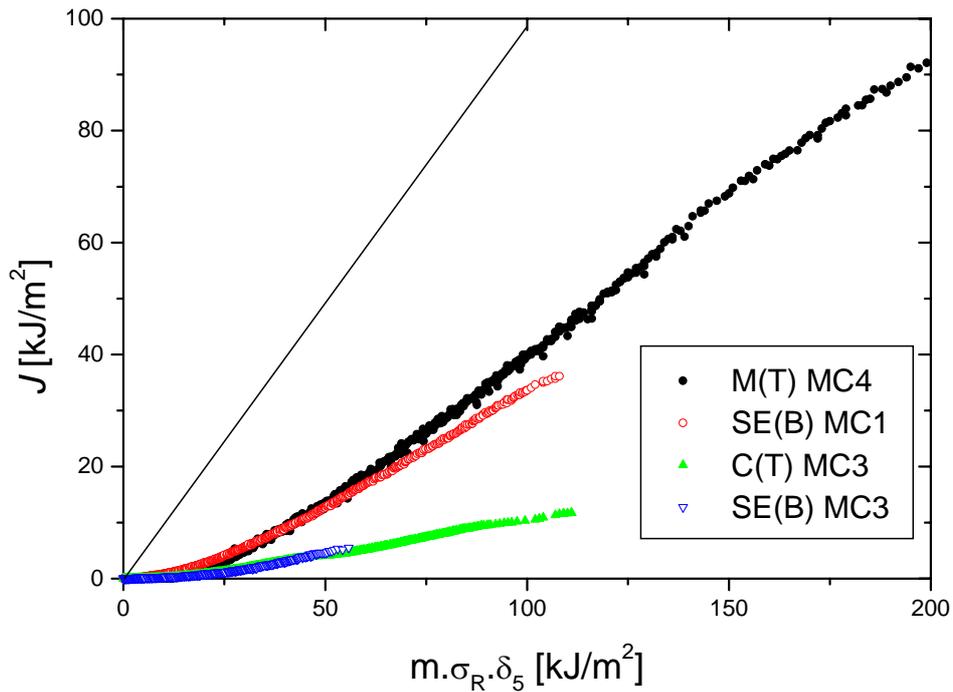


Figura 4.10 – Curvas  $J$  vs.  $(\delta_5 \cdot m \cdot \sigma_R)$  obtidas a partir de um corpo de prova representativo de cada material MC1, MC3 e MC4.

Apesar do erro existente devido aos valores considerados de  $\sigma_R$ , existe uma relação, aproximadamente, linear entre essas duas propriedades, comprovando que uma propriedade aumenta em função da outra, ou seja, quanto maiores os valores de  $\delta_5$ , maiores os valores de  $J$ . Esta comprovação torna necessária a realização de maiores estudos nesta área.

A Figura 4.11 ilustra o comportamento dos valores médios e desvios dos pontos críticos de  $J$  versus  $\delta_5$ , comprovando o que foi dito acima. Nesta Figura podemos perceber que quanto maiores os valores de  $\delta_5$  maiores os valores de  $J$ .

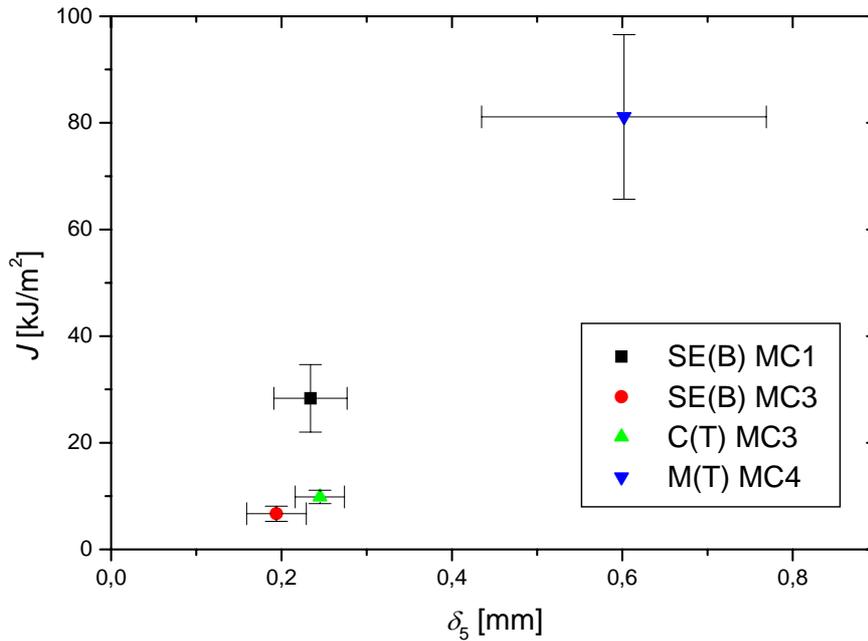


Figura 4.11 – Valores médios e desvios dos pontos críticos de  $J$  e  $\delta_s$  dos materiais MC1, MC3 e MC4.

Considerando tudo o que foi comentado neste Capítulo, é possível perceber que os valores de  $\delta$  dos materiais MC1 e MC3 não representam a realidade em consequência dos erros associados nas equações que relacionam o  $CMOD$  com o  $CTOD$ . Como foi mostrado, estes erros estão presentes tanto na componente elástica, na qual são feitas aproximações e considerações para tornar possível a utilização de uma norma desenvolvida para materiais elasto-plásticos em materiais com comportamento linear-elástico ou elástico-não linear quanto na componente plástica, uma vez que somente com os estudos efetuados até aqui não é possível afirmar que o modelo da dobradiça plástica (*plastic hinge*), utilizada para o cálculo desta componente, funciona para estes materiais.

Os valores de  $\delta_s$ , por não necessitarem de modelos matemáticos, representam mais facilmente os valores de tenacidade à fratura para esses materiais compósitos de matriz polimérica reforçados por diferentes arranjos e frações volumétricas de fibras de vidro.

De acordo com o trabalho realizado por Zebarjad [65] sobre a influência da fibra de vidro no comportamento em fratura de polipropileno isostático, o autor concluiu, a partir de ensaios com corpos de prova do tipo SE(B) de flexão em três e quatro pontos, que o aumento do percentual de fibras aumenta a tenacidade à fratura desses materiais e que as formas de iniciação de defeitos na ponta das fibras de vidro, bem como sua propagação, são ditadas pelo percentual de fibras. Entretanto, no presente trabalho, esta relação não foi muito bem observada. Como podemos perceber pelas Tabelas 3.2 e 4.2 os maiores valores de tenacidade foram obtidos a partir do material MC4 que apresenta o menor percentual de fibras. Deve-se, no entanto, levar em consideração que no trabalho realizado por Zebarjad o reforço era constituído apenas por fibras descontínuas distribuídas aleatoriamente, diferente do presente trabalho, cujos materiais apresentam diferentes arranjos de fibras na forma de reforço.

#### **4.3 – RESULTADOS DO MATERIAL MC2**

Como já foi citado anteriormente, não foi possível determinarmos os valores de tenacidade à fratura do material MC2 devido ao fato da trinca se propagar paralelamente à direção das fibras em todos os quatro diferentes tipos de corpos de prova adotados e não, como deveria ser, perpendicularmente às mesmas no plano do entalhe inicial.

No trabalho realizado por Zhang [66] sobre caracterizações micro e macroscópicas da fratura viscoelástica de compósitos de resina epóxi reforçados com fibras de carbono unidirecionais, baseado no uso de corpos de prova de flexão em três pontos com entalhe transversal às fibras, uma das principais conclusões do autor se refere ao crescimento preferencial das trincas ao longo das fibras ao invés do crescimento normal a elas.

Em outro trabalho realizado por Rowlands [67] em materiais compósitos com diferentes graus de ortotropicidade, o autor conclui que as trincas em materiais compósitos altamente ortotrópicos, como no caso de compósitos poliméricos reforçados por fibras unidirecionais, tendem a crescer paralelamente à direção de maior resistência, ou seja, ao longo das fibras.

Desta forma, resolvemos avaliar a sensibilidade desses materiais na presença de um defeito inicial, neste estudo na forma de entalhe. Para isso seguimos a seguinte metodologia: de posse do valor médio da Tensão máxima desse material sem defeito, obtido por Fujiyama [59], como mostrado na Tabela 3.2, multiplicamos o mesmo pela área da seção transversal do ligamento remanescente do corpo de prova com entalhe, obtendo, assim, a carga máxima teórica que o material suportaria na presença de um defeito com as dimensões desse entalhe. Depois comparamos essa carga máxima teórica com o valor da carga máxima experimental obtido no ensaio de tenacidade à fratura.

Se os valores de carga máxima teóricos e experimentais forem semelhantes significa que o material não é sensível ao entalhe, ou seja, a presença do entalhe seria semelhante a retirar uma seção do corpo de prova com a área igual à da seção que contém este entalhe. No caso desses valores serem diferentes podemos concluir que o material é sensível ao entalhe, ou seja, a tensão residual experimental do material é inferior à tensão residual teórica, sendo de fundamental importância a utilização dos conceitos da mecânica da fratura para avaliação da tenacidade à fratura do mesmo.

O estudo da comparação entre as cargas máximas teórica e experimental do material MC2 foi feito a partir dos corpos de prova do tipo M(T) e DE(T). A Tabela 4.5 mostra os resultados deste estudo.

Tabela 4.5 – Resultados da comparação entre carga máxima teórica e experimental para o material MC2.

<b>Corpo de Prova</b>		<b>Carga Máxima Teórica</b>	<b>Carga Máxima Experimental</b>
		[N]	[N]
M(T)	A	16360	12848
	B	15965	10325
DE(T)	A	10039	2190

De acordo com os resultados mostrados na Tabela 4.5 acima é possível observar que os valores de carga máxima experimentais são bem inferiores aos valores de carga máxima teóricos. Assim, podemos afirmar que os valores de tensão residual

experimentais também são inferiores aos valores de tensão residual teóricos, confirmando que o material é sensível ao entalhe e que a aplicação dos conceitos da mecânica da fratura para a avaliação da tenacidade à fratura do material MC2 é correta e necessária. Entretanto não foi possível determinar os valores de tenacidade à fratura deste material utilizando os corpos de prova sugeridos no trabalho.

#### **4.4 – RESULTADOS DA ANÁLISE FRATOGRÁFICA**

As Figuras a seguir ilustram as superfícies e perfis de fratura dos materiais MC1, MC3 e MC4, obtidas a partir de um microscópio estereoscópio após os ensaios de tenacidade à fratura. Essas fratógrafias são apenas ilustrativas do modo de falha desses materiais, uma vez que seria necessário um maior aprofundamento científico para compreender e relacionar essas superfícies de fratura com o modo de propagação ou crescimento das trincas nesses materiais. Isto não afeta o conteúdo deste trabalho pelo fato do escopo do mesmo estar baseado no estudo da aplicabilidade de metodologias para a avaliação da tenacidade à fratura de materiais compósitos poliméricos reforçados por fibras de vidro e não no estudo dos modos de fratura desses materiais.

A Figura 4.12 ilustra o perfil de fratura de uma das metades do corpo de prova C do material MC1 próximo à ponta do entalhe. Na Figura também podemos observar uma das marcas realizadas para fixação do *clip gauge* para medida do  $\delta_5$ .



Figura 4.12 – Perfil de fratura do material MC1, corpo de prova C.

A Figura 4.13 ilustra a superfície de fratura desse material.

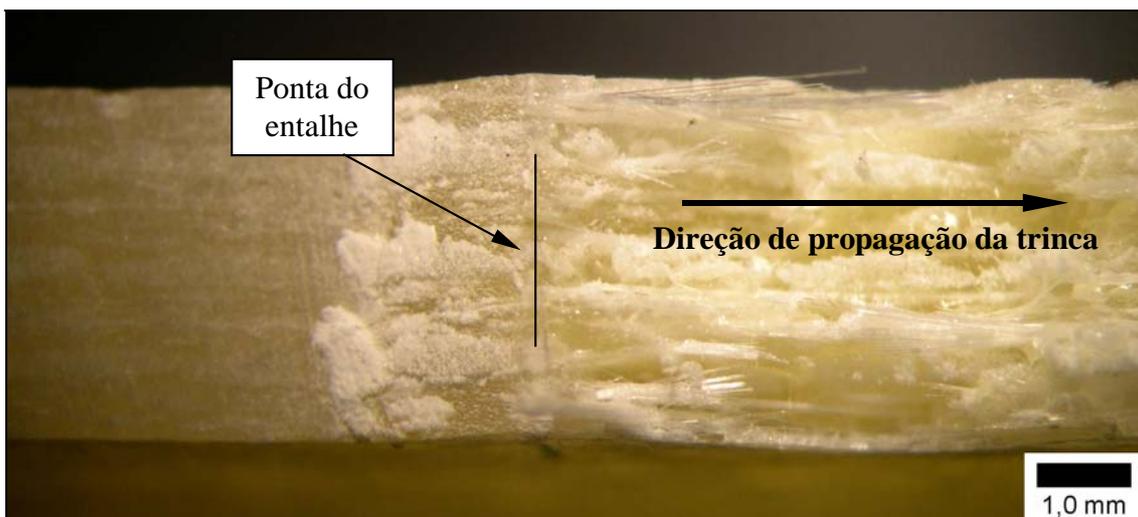


Figura 4.13 – Superfície de fratura do material MC1, corpo de prova C. Na Figura está indicada, com uma linha vertical, a ponta do entalhe inicial.

Na Figura 4.14 podemos perceber as fibras quebradas e algumas delaminações entre as fibras e a matriz.

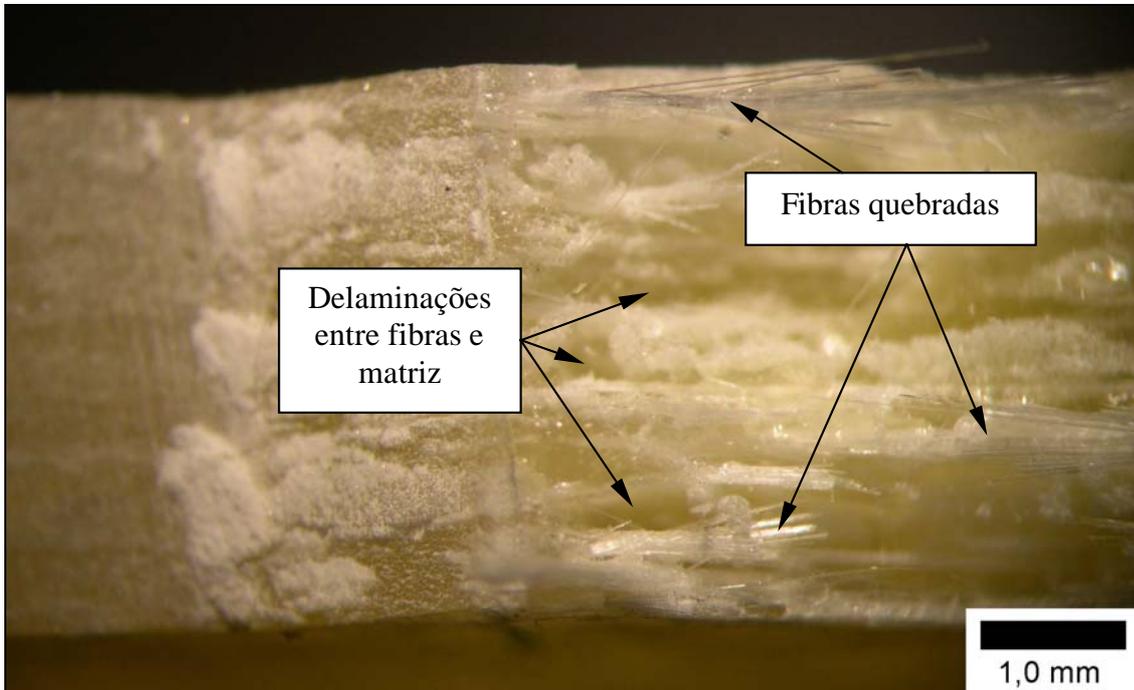


Figura 4.14 – Mesma região da Figura 4.13 com maior aumento.

A Figura 4.15 ilustra a região da ponta do entalhe com um aumento ainda maior. Nesta magnitude é possível observar uma região mais plana que precede a quebra das fibras e as delaminações entre estas e a matriz. Pela falta de aprofundamento no estudo dessa superfície e das superfícies dos demais corpos de prova desse material não podemos afirmar se essa região plana estaria associada a um crescimento estável ou instável da trinca. A forma de crescimento de trinca precedente à fratura (estável ou instável) é difícil de ser analisada nesse tipo de material compósito devido à grande anisotropia e heterogeneidade do mesmo. De acordo com a Figura 4.1 que ilustra as curvas  $P$  vs.  $CMOD$  e  $P$  vs.  $\delta_5$  poderíamos associar esta região planar com as pequenas quedas de carregamento mostradas naquelas curvas. Quando o material atingiu o ponto de carga máxima a trinca, então, propagou-se definitivamente, tendo o material perdido a capacidade de restaurar a possibilidade de carregamento. Esta região também corresponde a uma camada de fibras unidirecionais que estão arranjadas perpendicularmente à direção do entalhe inicial.

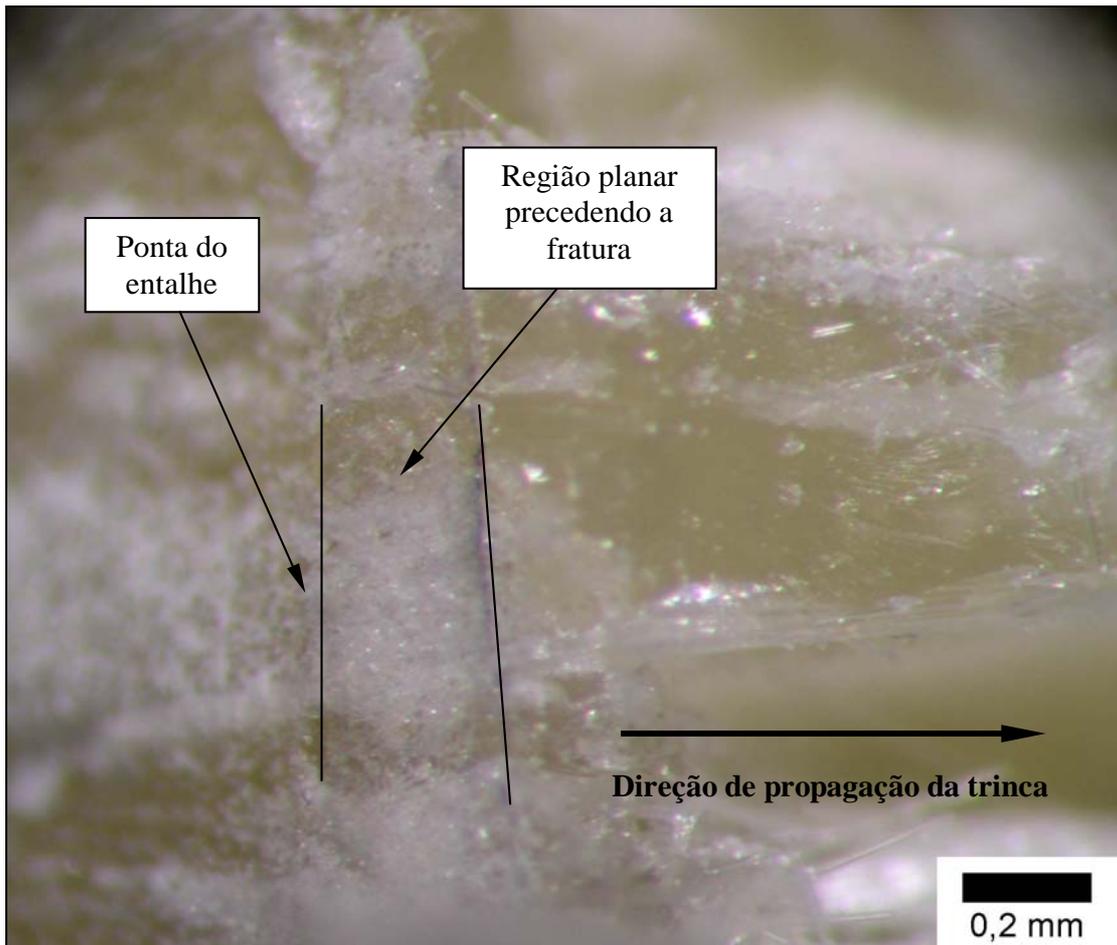


Figura 4.15 – Maior aumento da região da ponta do entalhe.

A Figura 4.16 ilustra o perfil de fratura de uma das metades do corpo de prova E, do tipo SE(B), do material MC3 próximo à ponta do entalhe. Na Figura também podemos observar uma das marcas realizadas para fixação do *clip gauge* para medida do  $\delta_5$ .

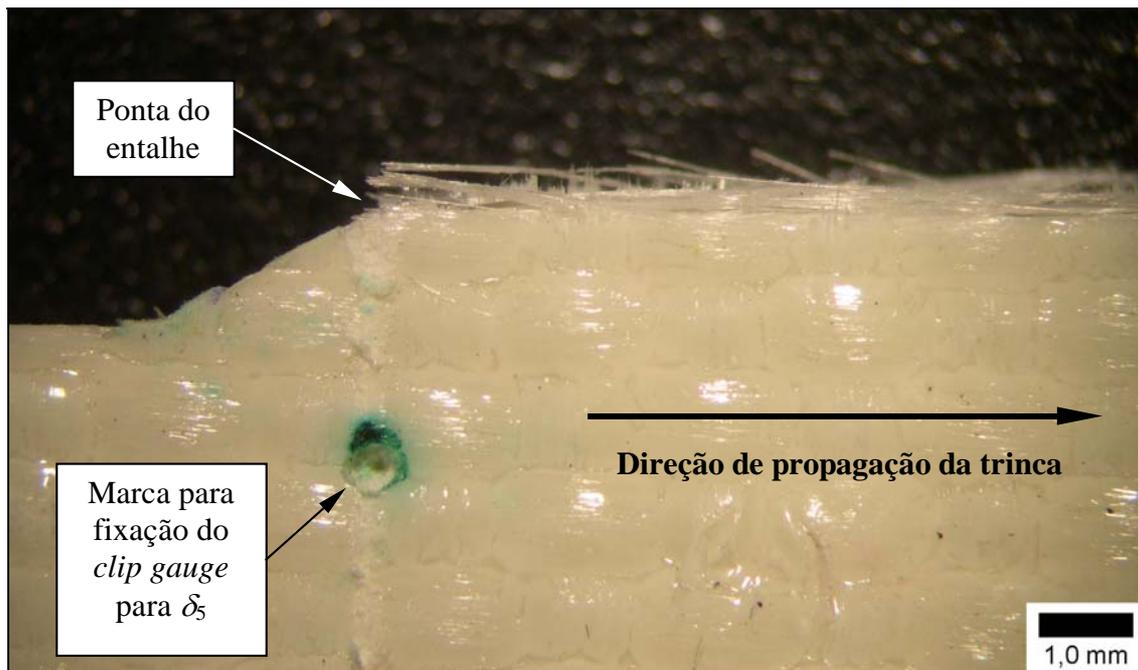


Figura 4.16 – Perfil de fratura do material MC3, corpo de prova SE(B) E.

A Figura 4.17 mostra a superfície de fratura desse material.

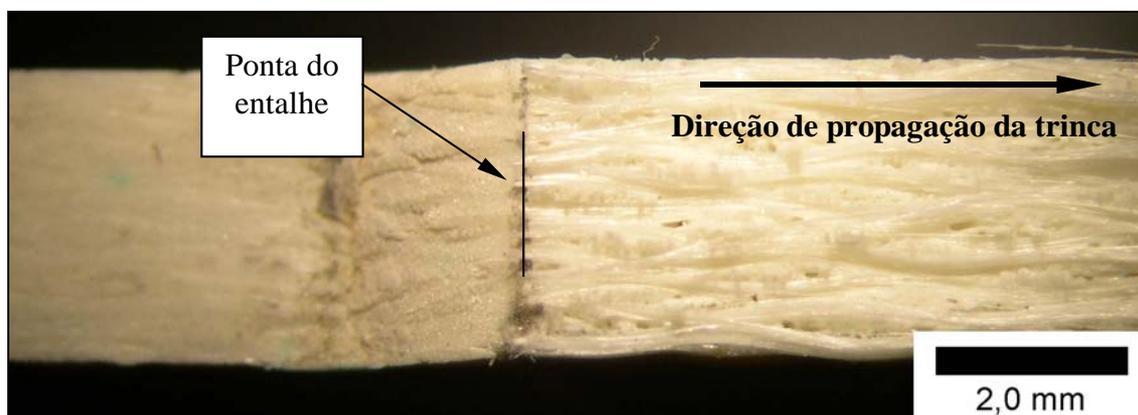


Figura 4.17 – Superfície de fratura do material MC3, corpo de prova SE(B) E. Na Figura está indicada, com uma linha vertical, a ponta do entalhe inicial.

A Figura 4.18 ilustra mesma região da Figura 4.17 com maior aumento. Nesta fraturação podemos observar a disposição das fibras longitudinais e transversais ao plano do entalhe na região fraturada bem como das regiões de delaminação entre as fibras e a matriz. Podemos constatar que essa região fraturada apresenta um comportamento uniforme em relação à quebra das fibras.

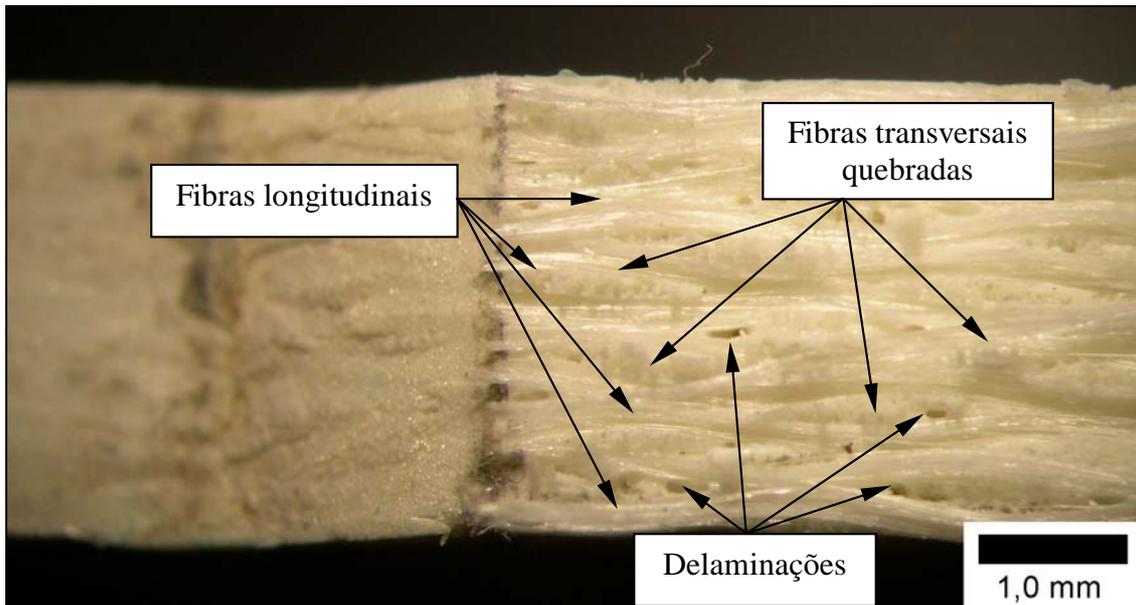


Figura 4.18 – Mesma região da Figura 4.17 com maior aumento.

A Figura 4.19 mostra a região da ponta o entalhe com um aumento ainda maior. Podemos observar que não existe nenhuma região intermediária entre a ponta do entalhe e a região fraturada. De acordo com a figura 4.2 podemos ver o comportamento das curvas  $P$  vs.  $CMOD$  e  $P$  vs.  $\delta_x$  para este material. Neste caso, o material suporta um carregamento até um ponto máximo e depois perde sua integridade com a trinca propagando-se sem que o mesmo consiga restaurar o nível máximo de carga. A propagação da trinca está associada com a quebra das fibras transversais ao plano do entalhe e com delaminações que ocorrem entre as fibras, tanto longitudinais quanto transversais, e a matriz.

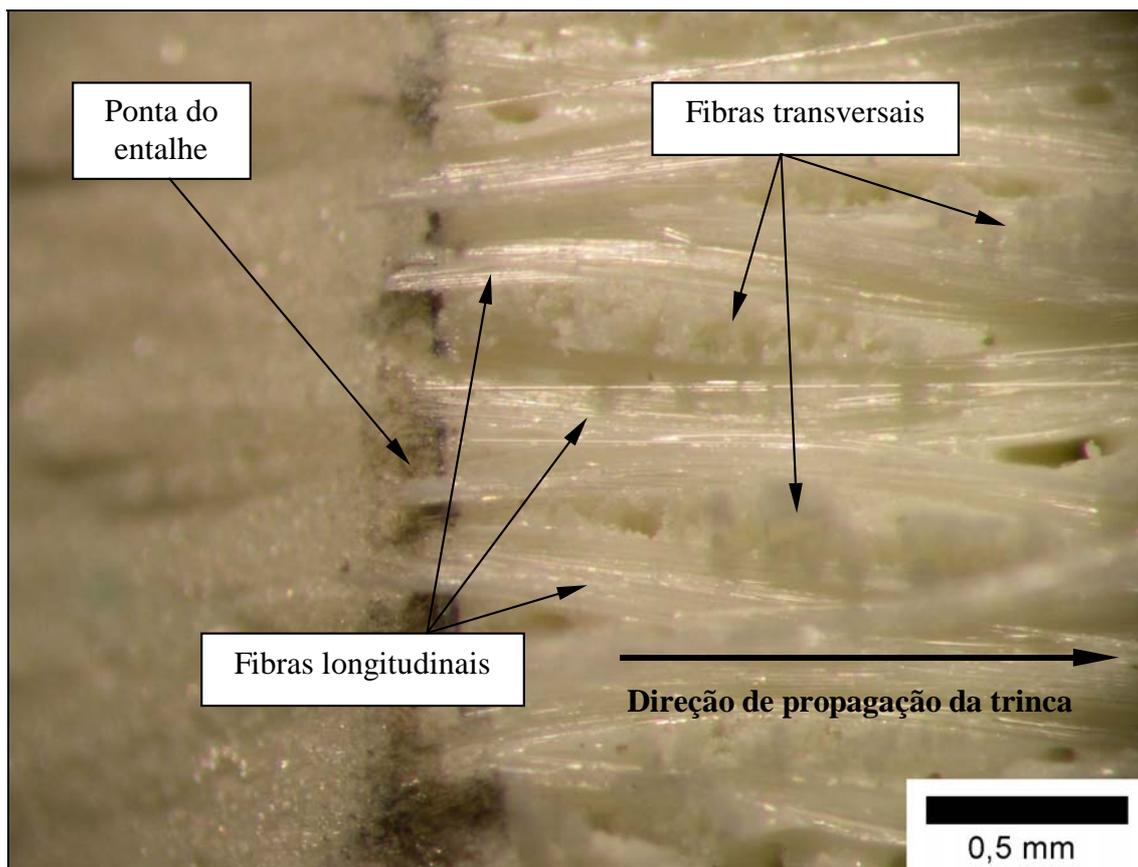


Figura 4.19 – Região da ponta do entalhe com maior aumento.

A Figura 4.20 ilustra o perfil de fratura de uma das metades do corpo de prova C, do tipo C(T), do material MC3 próximo à ponta do entalhe. Na Figura também podemos observar uma das marcas realizadas para fixação do *clip gauge* para medida do  $\delta_5$ .

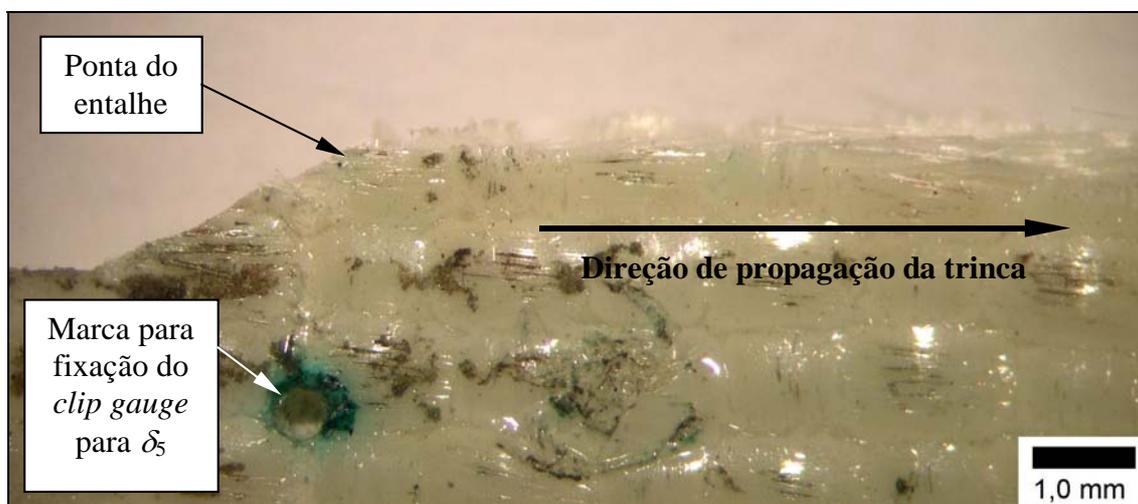


Figura 4.20 – Perfil de fratura do material MC3, corpo de prova C(T) C.

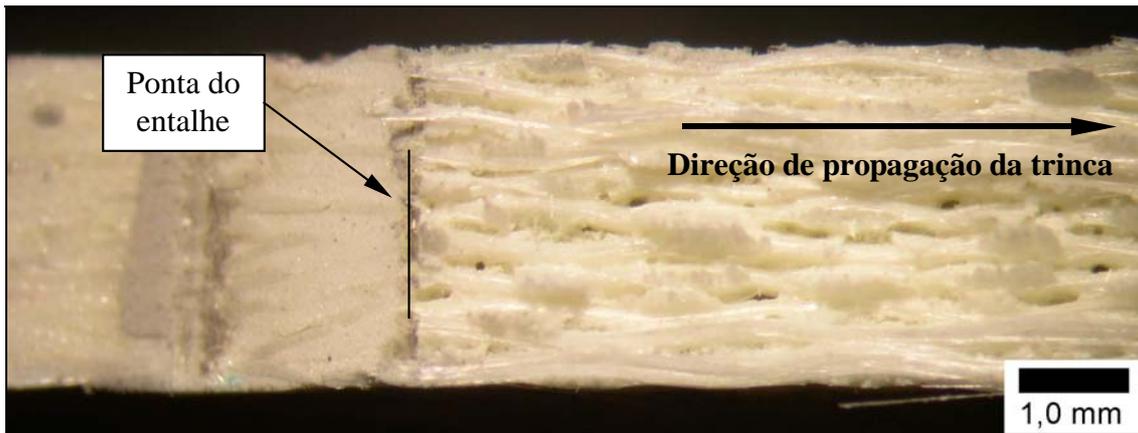


Figura 4.21 – Superfície de fratura do material MC3, corpo de prova C(T) C. Na Figura está indicada, com uma linha vertical, a ponta do entalhe inicial.

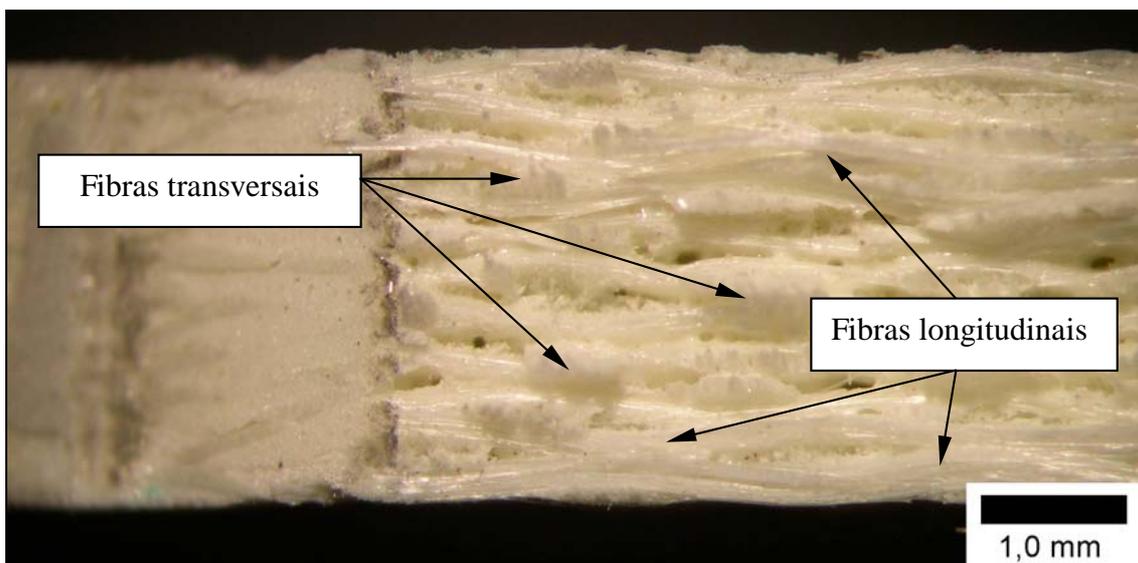


Figura 4.22 – Mesma região da Figura 4.21 com maior aumento.

Pelas Figuras 4.21 e 4.22 é possível perceber que o comportamento do material MC3, ensaiado com o corpo de prova do tipo C(T), apresenta uma superfície de fratura muito semelhante à do mesmo material ensaiado com corpo de prova do tipo SE(B), mostrada anteriormente.

Na Figura 4.23 podemos observar, com mais detalhe, as trincas transversais e longitudinais ao plano do entalhe inicial, bem como as delaminações entre essas fibras e a matriz. Podemos notar, também, a presença de vazios.

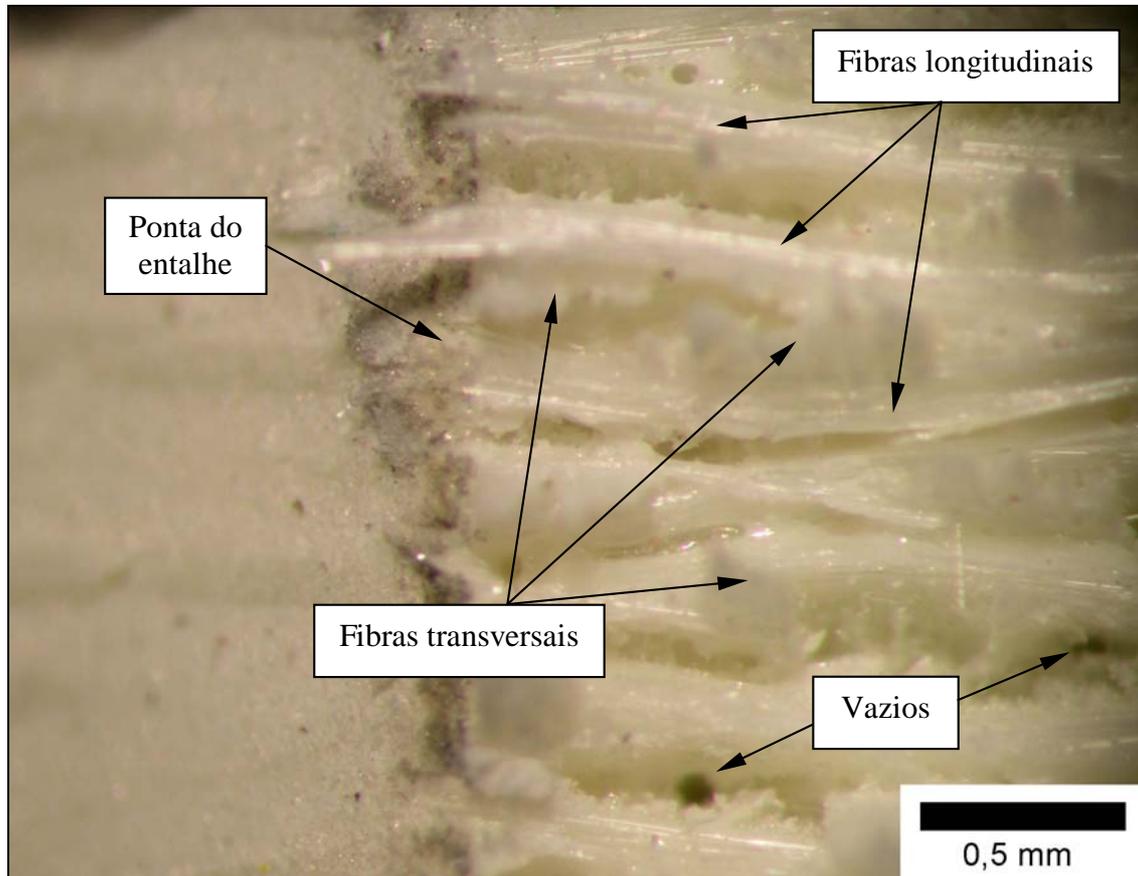


Figura 4.23 – Região da ponta do entalhe com maior aumento.

A Figura 4.24 ilustra o perfil de fratura de uma das metades do corpo de prova A, do tipo M(T), do material MC4 próximo à ponta do entalhe.

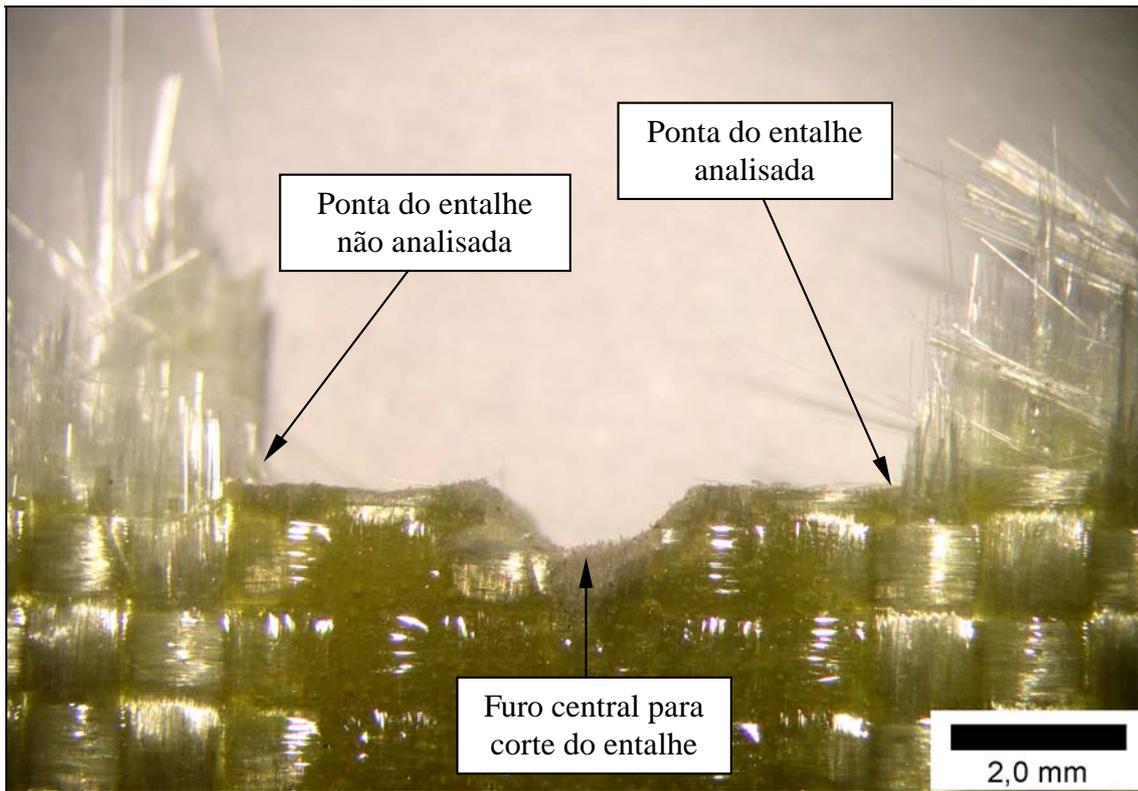


Figura 4.24 – Perfil de fratura do material MC4, corpo de prova M(T) A.

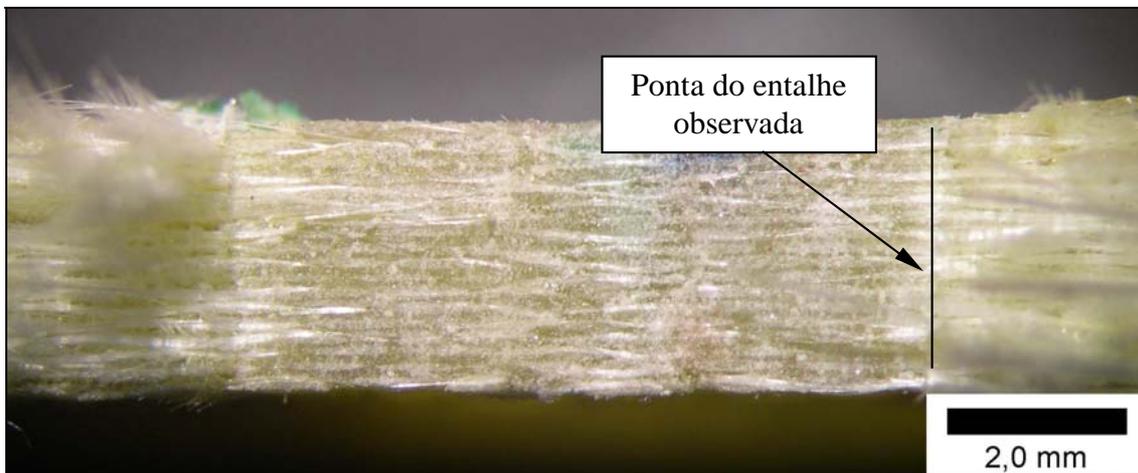


Figura 4.25 – Superfície de fratura do material MC4, corpo de prova M(T) A. Na Figura está indicada, com uma linha vertical, a ponta do entalhe inicial observada.

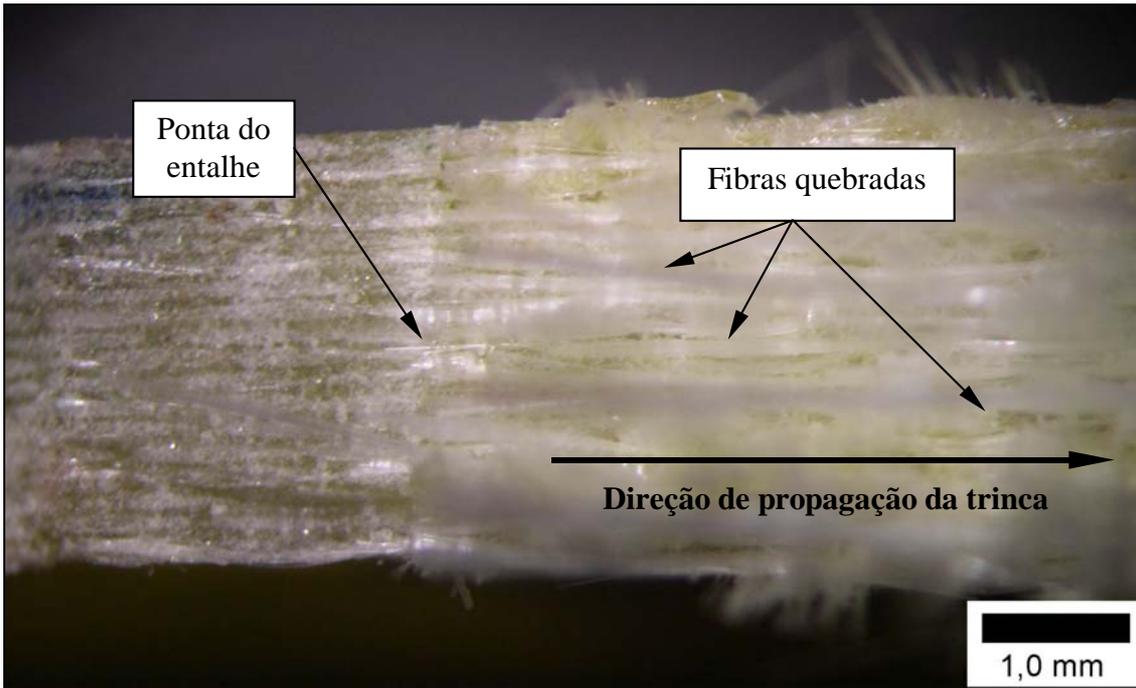


Figura 4.26 – Região da ponta do entalhe indicado na Figura 4.25 com maior aumento.

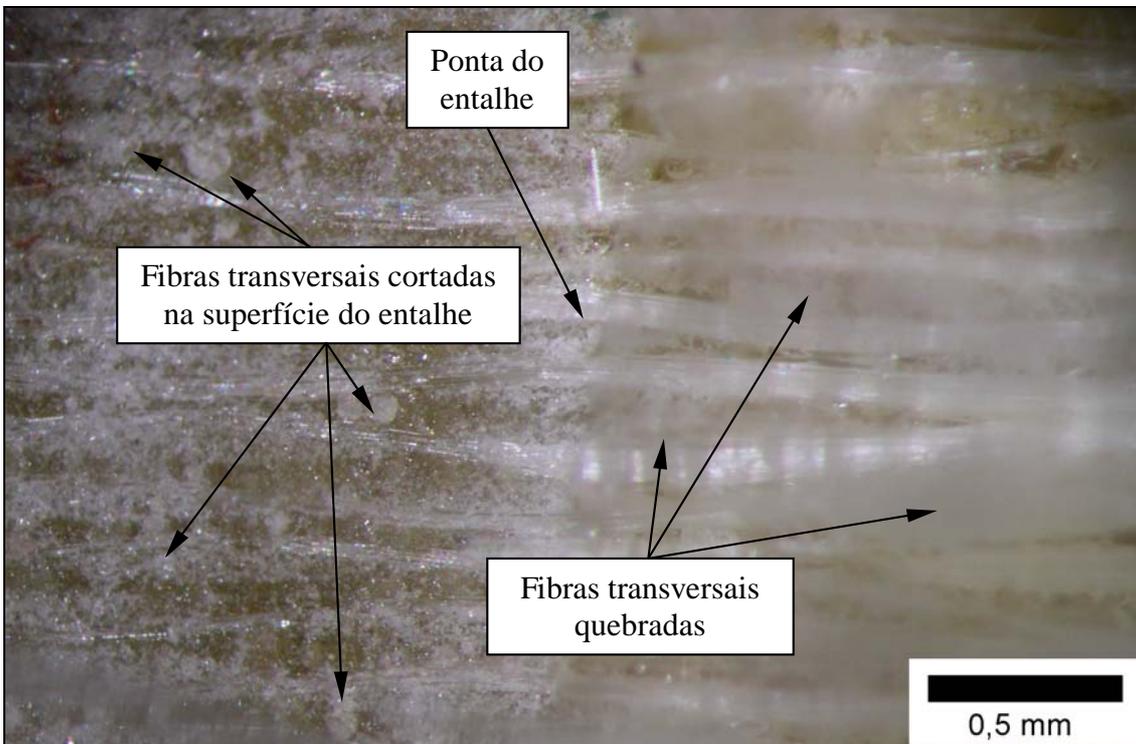


Figura 4.27 – Mesma região da Figura 4.26 com maior aumento.

Através das Figuras 4.26 e 4.27 é possível perceber que o material MC4 suportou o nível de carregamento até o ponto máximo e depois fraturou, não conseguindo restaurar o carregamento inicial ao qual estava submetido. Isto pode ser corroborado pela curva P vs. deslocamento da Figura 4.4. É possível perceber, também, que as fibras transversais ao plano do entalhe quebraram uniformemente e não é possível observar indícios da presença de delaminação ou vazios na matriz polimérica em consequência da posição das fibras quebradas que dificultou a análise da imagem.

## CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES

Considerando os resultados obtidos, apresentados no Capítulo 4 e no Apêndice, e baseado nas discussões apresentadas, podemos concluir com este trabalho que:

- A metodologia inicialmente utilizada, especificamente desenvolvida para a determinação da tenacidade à fratura translaminar de materiais compósitos poliméricos reforçados por fibras, baseada na determinação do  $K_{TL}$ , através da norma ASTM E-1922, não foi adequada aos materiais utilizados neste trabalho, tornando-se necessária a utilização de uma nova metodologia para a determinação da tenacidade à fratura dos mesmos;
- As curvas características de P vs.  $CMOD$  dos materiais MC1 e MC3 (Figuras 4.1 a 4.3) apresentaram-se inicialmente lineares, mas com desvio dessa linearidade próximo ao ponto crítico (instabilidade ou carga máxima) que, segundo a literatura [63], pode estar associado a um crescimento de defeito precedente à fratura;
- As curvas características de P vs.  $v$  do material MC4 (Figura 4.4) mostraram-se, também, lineares inicialmente com desvio próximo ao ponto crítico (carga máxima);
- As considerações e aproximações utilizadas para a determinação dos valores de  $CTOD$  ( $\delta$ ) a partir dos valores de  $CMOD$ , segundo a norma ASTM E-1820, proporcionaram a subestimação da componente elástica do  $CTOD$ , provavelmente em consequência dos baixos valores de  $K$  e dos valores de  $\sigma_{LE}$  substituídos pelos valores de  $\sigma_R$  dos materiais;
- Os valores de  $K_{max}$  dos materiais MC1 e MC4 são similares, apesar do valor médio de  $\delta_{5C}$  do material MC4 ser superior ao do material MC1. Os valores de  $K_{max}$  do material MC3 são inferiores aos dos outros materiais, mas os valores médios de  $\delta_{5C}$  são próximos do valor médio do material MC1. Apesar dos valores de  $K_{max}$  do

material MC3, obtidos através dos dois tipos diferentes de corpos de prova, serem similares, os valores de  $\delta_{5C}$  são estatisticamente diferentes (Tabela 4.2);

- No caso dos materiais MC1 e MC3, e considerando cada material individualmente, os valores de  $\delta_C$  são basicamente iguais, adotando valores de  $m=1$  e  $m=2$ . Esta igualdade provavelmente pode ser explicada pela subestimação da componente elástica do *CTOD*, que abrange o valor dessa constante. Os valores de  $\delta_{5C}$  são superiores aos valores de  $\delta_C$  para todos os corpos de prova dos materiais MC1 e MC3 (Tabela 4.2);
- Os valores de  $\delta_J$ , obtidos a partir dos valores experimentais de  $J$ , através da equação (4.2), comparados com os valores de  $\delta$ , obtidos a partir dos valores experimentais de *CMOD*, apresentaram-se subestimados, segundo podemos comprovar pela Figura 4.9. Os valores de  $\delta_{JC}$  foram, em média, 42% inferiores aos do  $\delta_C$  no caso do material MC1, 81% inferiores no caso do material MC3 (SE(B)) e 83% inferiores no caso do material MC3 (C(T)) (Tabela 4.4). Podemos afirmar que a equação (4.2) não funciona perfeitamente para esses materiais em estudo;
- Fazendo uma comparação entre os valores de  $J$  e  $\delta_5$  normalizado, percebemos que existe uma relação linear entre estas duas propriedades, comprovando que uma aumenta em função da outra. Entretanto, a tensão utilizada para a normalização do  $\delta_5$  não é muito apropriada para efetuar essa comparação. Desta maneira, maiores estudos precisam ser realizados nessa área com o intuito de obter uma relação mais específica entre essas propriedades;
- Não foi possível a determinação da tenacidade à fratura do material MC2 por motivos descritos ao longo deste documento. A avaliação do comportamento deste material na presença de entalhe mostrou que o mesmo é muito sensível à presença de defeito, sendo de fundamental importância a utilização dos conceitos da mecânica da fratura para a avaliação da integridade estrutural de um componente trincado. Estudos devem continuar com o intuito de encontrar uma geometria específica de corpo de prova capaz de permitir a avaliação da tenacidade deste material;

- A metodologia do  $\delta_5$  é interessante e útil para a avaliação da tenacidade à fratura nestes materiais, sendo muito atrativa porque não depende de modelos matemáticos e pode ser facilmente aplicada em diferentes geometrias de corpos de prova.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] HASSUI, L. H., *Análise Estrutural de Dutos Reparados por Material Compósito*, Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 1999.
- [2] CASTRODEZA, E. M., *Desenvolvimento e avaliação de técnicas experimentais para os estudo da mecânica da fratura de laminados fibra-metal*, Tese D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 2002.
- [3] CASTRODEZA, E. M., TOUÇA, J. M. R., IPIÑA, J. E. P., BASTIAN, F. L., "Determination of  $CTOD_c$  in Fibre Metal Laminates by ASTM and Schwalbe Methods", *Materials Research*, v. 5, n<sup>o</sup> 2, pp. 119-124, 2002.
- [4] CASTRODEZA, E. M., PEREZ IPIÑA, J. E., BASTIAN, F. L., Experimental Techniques for Fracture Instability Toughness Determination of Unidirectional Fibre-Reinforced Metal Laminates, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.25, n.11, pp. 999-1008, 2002.
- [5] TOUÇA, J. M. R., BASTIAN, F. L., "Fratura de Materiais Compósitos Utilizados em Reparo de Dutos", *PETRO & Química*, Ed. Valete, n<sup>o</sup>. 253, pp. 99-102, outubro 2003.
- [6] ASTM E-1922, Standard Test Method for Translaminar Fracture Toughness of Laminated Polymer Matrix Composite Materials. In: *1999 Annual Book of ASTM Standards*, vol. 3.01, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p. 1077-1081, 1999.
- [7] BENJAMIN, A. C., "Avaliação Estrutural de Dutos Corroídos: Situação Atual e Demanda Tecnológica", *Boletim Técnico Petrobras*, v. 40, n. 2/4, pp. 101-109, abr./dez. 1997.
- [8] ASME B31G, *Manual for Determining the Remaining Strength of Corroded Pipelines*, New York, The American Society of Mechanical Engineers, 1991.

- [9] AHAMMED, M., “Prediction of Remaining Strength of Corroded Pressurized Pipelines”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v.71, pp. 213-217, 1997.
- [10] MENICONI, L. C. M., VIEIRA, R. D., FREIRE, J. L., DINIZ, J. L. C., CASTRO, J. T. P., “Análise do Desempenho de Sistemas de Reparo de Dutos por Materiais Compostos”, In: *5ª Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos (COTEQ)*, São Paulo, Agosto de 2001.
- [11] OTEGUI, J. L., CISILINO, A., RIVAS, A. E., CHAPETTI, M., SOULA, G., “Influence of Multiple Sleeve Repairs on the Structural Integrity of Gas Pipelines”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 79, pp. 759-765, 2002.
- [12] CHAWLA, K. K., *Composite Materials: Science and Engineering*, 2nd Ed. New York, Springer-Verlag, 1998.
- [13] HULL, D., CLYNE, T. W., *An Introduction to Composite Materials*, 2<sup>nd</sup> Ed. Great Britain, Cambridge University Press, 1996.
- [14] DOWLING, N. E., *Mechanical Behavior of Materials*, 1<sup>st</sup> Ed., New Jersey, Prentice-Hall, INC, 1993.
- [15] CALLISTER, W. D., *Materials Science and Engineering*, 3<sup>rd</sup> Ed. New York, John Wiley & Sons Inc., 1994.
- [16] DANIEL, I. M., ISHAI, O., *Engineering Mechanics of Composite Materials*, 1<sup>st</sup> Ed. New York, Oxford University Press, 1994.
- [17] MANO, E. B., *Introdução a Polímeros*, Ed. Edgard Blucher LTDA, 1985.
- [18] MALLICK, P. K. – *Fiber-Reinforced Composites – Materials, Manufacturing and Design*, 2<sup>a</sup> Ed., Ed. Marcel Dekker, Inc., 1993.

- [19] PENN, L. S., CHIAO, T. T., “Epoxy Resins”, In: ROSATO, D.V., *Handbook of Composites*, Massachusetts, 1982.
- [20] DORMAN, E. N., “Epoxy Resins”, In: LUBIN, G. , *Handbook of Fiberglass and Advanced Plastics Composites*, Van Nostrand Reinhold Company, New York, 1969.
- [21] LOUREIRO, S. M. N. A., *Reforço de Vasos de Pressão por Material Compósito de Matriz Polimérica*, Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, 1999.
- [22] WILLIAMS, J. G., *Fracture Mechanics of Polymers*, Ellis Horwood Limited, Chichester, England, 1987.
- [23] GOODMAN, S. H., *Handbook of Thermoset Plastics*, 2<sup>a</sup> Ed., Noyes Publications, Westwood, New Jersey, USA, 1998.
- [24] BROEKAERT, M., “Polyurea Spray Coatings: The Technology and Latest Developments”, In: *Application and Product Development Manager - Coatings*, Huntsman Polyurethanes.
- [25] FAST SET COATINGS, INC., “Polyurea Spray Coatings Systems”, Publicação Interna.
- [26] HOLLAWAY, L.. – *Handbook of Polymer Composites for Engineers*, Ed. Woodhead Publishing Ltd, 1994.
- [27] Site – <http://www.rust.com.br>, acesso em 27/05/2003.
- [28] Site – <http://www.strongbackcorp.com>, acesso em 27/05/2003.
- [29] Site – <http://www.clockspring.com>, acesso em 27/05/2003.
- [30] ANDERSON, T. L., *Fracture Mechanics*, 2<sup>nd</sup> Ed. Boca Raton, CRC Press Inc., 1995.

- [31] BASTIAN, F. L.; CAMINHA, H. M.; MORAES, M., *Mecânica da Fratura*, Ed. COPPE/UFRJ, 1987.
- [32] SAXENA, A., *Nonlinear Fracture Mechanics for Engineers*, 1<sup>st</sup> ed., USA, CRC Press, 1998.
- [33] PLUVINAGE, G., *Mecanique Elastoplastique de la Rupture*, 1<sup>st</sup> Ed. Toulouse, Cepadues-Editions, 1989.
- [34] ASTM E-1820, “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness”, In: *1999 Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 3.01, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 972-1005, 1999.
- [35] ASTM E-561, “Standard Practice for R-Curve Determination”, In: *1999 Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 3.01, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 509-521, 1999.
- [36] SCHWALBE, K.-H., “Introduction of  $\delta_5$  as an Operational Definition of the CTOD and Its Practical Use”, *Fracture Mechanics*, Vol. 26, ASTM STP 1256, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1995.
- [37] SCHWALBE, K. H., ZERBST. U., “The Engineering Treatment Model”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v.77, pp. 905-918, 2000.
- [38] VIPULANANDAN, C., DHARMARAJAN, N, “Critical Crack Tip Opening Displacement for Polymer Composites”, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 33, n. 3, pp. 409-419, 1989.
- [39] EL-HAJJAR, R. F., HAJ-ALI, R. M., “Fracture Testing and Micromechanical Analysis of Pultruded Composites”, In: *15<sup>th</sup> ASCE Engineering Mechanics Conference*, Columbia University, New York, NY, June 2-5, 2002.

- [40] SZEKRÉNYES, A., “Overview on the Experimental Investigations of the Fracture Toughness in Composite Materials”, Submitted to HEJ. Manuscript n° MET – 020507-A, 2001.
- [41] OWEN, M. J., CANN, R. J., “Fracture Toughness and Crack-growth Measurements in GRP”, *Journal of Material Science*, v.14, pp. 1982-1996, 1979.
- [42] GARG, A. C., TROTMAN, C. K., “Influence of Water on Fracture Behavior of Random Fiber Glass Composites”, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 13, pp. 357-370, Pergamon Press Ltd., 1980.
- [43] BACKLUND, J., “Fracture Analysis of Notched Composites”, *Computers & Structures*, v.13, pp. 145-154, 1981.
- [44] KAMESWARA RAO, C. V. S., “A Note on Fracture Toughness of Multiphase Materials”, *Engineering Fracture Mechanics*, v.18, n° 1, pp. 35-38, 1983.
- [45] LEACH, D. C., MOORE, D. R., “Failure and Fracture of Short Glass Fibre-Reinforced Nylon Composites”, *Composites*, v.16, n° 2, 1985.
- [46] FRIEDRICH, K., WALTER, R., VOSS, H., KARGER-KOCSIS, “Effect of Short Fibre Reinforcement on the Fatigue Crack Propagation and Fracture of PEEK-Matrix Composites”, *Composites*, v.17, n° 3, 1986.
- [47] MOWER, T. M., LI, V. C., “Fracture Characterization of Random Short Fiber Reinforced Thermoset Resin Composites”, *Engineering Fracture Mechanics*, v.26, n° 4, pp. 593-603, 1987.
- [48] SRIVASTAVA, V. K., SHEMBEKAR, P. S., PRAKASH, R., “Fracture Behavior of Fly-Ash Filled FRP Composites”, *Composite Structures*, v.10, pp. 271-279, 1988.
- [49] SRIVASTAVA, V. K., “Fracture Behavior of Zirconia Oxide Filled Unidirectional Glass Fibre Reinforced Plastic Composites”, *Engineering Fracture Mechanics*, v.31, n° 3, pp. 517-524, 1988.

- [50] SHUKLA, A., AGARWAL, B. D., BHUSHAN, B., “Determination of Stress Intensity Factor in Orthotropic Composite Materials Using Strain Gages”, *Engineering Fracture Mechanics*, v.32, n° 3, pp. 469-477, 1989.
- [51] SRIVASTAVA, V. K., “Effect of Fibres Coating on Fracture Properties of Composite (Technical Note)”, *Engineering Fracture Mechanics*, v.34, n° 3, pp. 777-782, 1989.
- [52] SRIVASTAVA, V. K., “ Prediction of Fracture Toughness of GRP Composites By Ultrasonic Technique”, *Engineering Fracture Mechanics*, v.40, n° 6, pp. 1083-1087, 1991.
- [53] HINE, P. J., DUCKETT R. A., WARD, I. M., “The Fracture Behavior of Short Glass Fibre-Reinforced Polyoxymethylene”, *Composites*, v. 24, n° 8, 1993.
- [54] COWLEY, K. D., BEAUMONT, P. W. R., “The Interlaminar and Intralaminar Fracture Toughness of Carbon-Fibre/Polymer Composites: The Effect of Temperature”, *Composite Science and Technology*, v.57, pp. 1433-1444, 1997.
- [55] BRUNNER, A. J., “Experimental Aspects of Mode I and Mode II Fracture Toughness Testing of Fibre-Reinforced Polymer-matrix Composites”, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, v. 185, pp. 161-172, 2000.
- [56] SHAN KHAN, M. Z., SIMPSON, G., GELLERT, E. P., “Resistance of Glass-Fibre Reinforced Polymer Composites to Increasing Compressive Strain Rates and Loading Rates”, *Composites Part A: applied science and manufacturing*, v. 31, pp. 57-67, 2000.
- [57] PACIORNIK, S., MARTINHO, F. M., MAURICIO, M. H. P., d’ALMEIDA, J. R. M., “Analysis of the Mechanical Behavior and Characterization of Pultruded Glass Fiber-Resin Matrix Composites”, *Composites Science and Technology*, v.63, pp. 295-304, 2003.
- [58] REIS, J. M. L., FERREIRA, A. J. M., “Fracture Behavior of Glass Fiber Reinforced Polymer Concrete”, *Polymer Testing*, v.22, pp. 149-153, 2003.

- [59] FUJIYAMA, R. T., *Materiais Compósitos para Reparos de Dutos em Ambiente Terrestre com Defeitos Internos*, Exame de Qualificação COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 2002.
- [60] BARCELLOS, F.L. dos S., *Comportamento de Materiais Compósitos Usados no Reparo de Dutos em Ambientes Agressivos*, Projeto de Formatura DEMM/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 2003.
- [61] ASTM D-3039, “Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials”, In: *2001 Annual book of ASTM Standards*, v. 15.03, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 163-168, 1993.
- [62] ASTM D-5045, “Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials”, In: *1993 Annual book of ASTM Standards*, ASTM, Philadelphia, 1993.
- [63] SOLAR, M. A., BELZUNCE, F. J., “Fracture toughness and R-curves of glass fibre reinforced polyester”, *Composites*, v.20, n.2, pp. 120-124, March 1989.
- [64] BUSSAB, W. O., MORETTIN, P. A., *Estatística Básica*, 4ª Ed., São Paulo, Atual, 1987.
- [65] ZEBARJAD, S. M., “The influence of glass fiber on fracture behavior of isotactic polypropylene”, *Materials & Design*, v.24, pp. 531-535, 2003.
- [66] ZHANG, S. Y., “Micro and macroscopic characterizations of the viscoelastic fracture of resin-based fibre composites”, *Composites Science and Technology*, v.59, pp. 317-323, 1999.
- [67] ROWLANDS, R. E., “Fracture of Fibrous Composites”, *Composites*, Ed. C.T. Herakovich American Society of Mechanical Engineers, v.17, issue 4, pp. 338-339, october 1985.

## APÊNDICE

Touça, J. M. R., Bastian, F. L., “Fratuira de Materiais Compósitos Utilizados no Reparo de Dutos”, *Petro & Química*, n. 253, pp. 99 –102, 2003.

# FRATURA DE MATERIAIS COMPÓSITOS UTILIZADOS NO REPARO DE DUTOS

José Maurício Rodrigues Touça<sup>1</sup>, Fernando Luiz Bastian<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Laboratório de Materiais Compósitos, PEMM/COPPE/UFRJ, Av. Brigadeiro Trompovski, s/n, Cidade Universitária, Ilha do Fundão, Caixa Postal: 68505, CEP: 21941-972, Rio de Janeiro, ze@metalmat.ufrj.edu.br

<sup>2</sup> Laboratório de Materiais Compósitos, PEMM/COPPE/UFRJ, Av. Brigadeiro Trompovski, s/n, Cidade Universitária, Ilha do Fundão, Caixa Postal: 68505, CEP: 21941-972, Rio de Janeiro, fbastian@metalmat.ufrj.edu.br

**Resumo** – Recentemente estudos têm sido feitos para o desenvolvimento de materiais compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras de vidro utilizados no reparo de dutos contendo defeitos. Entretanto, praticamente pouco tem sido feito para caracterizar a resistência à fratura desses compósitos. As informações sobre o comportamento em fratura desses materiais são de grande interesse científico, uma vez que não há muitos estudos sobre a influência dos arranjos e frações volumétricas de fibras na resistência à fratura dos mesmos, dificultando, inclusive, o projeto de sistemas compósitos para estes reparos. O objetivo deste trabalho é, então, fazer um estudo do comportamento em fratura de quatro tipos de materiais compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras de vidro, aplicados em reparos de dutos, utilizando a metodologia da mecânica da fratura, visando caracterizar a resistência à fratura desses compósitos com diferentes arranjos e frações volumétricas de fibras de vidro. Ensaios preliminares de tração foram realizados utilizando a norma de ensaios ASTM D-3039, obtendo-se as propriedades mecânicas em carregamento monotônico e gráficos característicos do comportamento tensão *versus* deformação desses materiais. Com a finalidade de caracterizar a fratura dos mesmos, foram realizados ensaios de tenacidade à fratura utilizando a norma de ensaios ASTM E-1922.

**Palavras-Chave:** tenacidade à fratura; compósitos; reparo de dutos

**Abstract** – Recently researches have been made for the development of glass fiber reinforced polymer matrix composite materials used in damaged pipelines repair. Otherwise, little have been done to characterize the fracture resistance of these materials. Informations about fracture behaviour of these materials are of great scientific interest as there are not much studies about the influence of the layout and volume fraction of fibers on the fracture resistance of them, making difficult the project of composite systems for the repairs. The aim of this work is to study the fracture behaviour of four types of glass fiber reinforced composite materials for pipeline repair using the fracture mechanics methodology to characterize the fracture resistance of these materials with different layout and volume fraction of glass fibers. Preliminary tensile tests have been made using the ASTM D-3039 standard obtaining the monotonic mechanical properties and stress-strain characteristic graphics of these materials. In order to obtain fracture characteristics of these composites fracture toughness tests have been done according to the ASTM E-1922 standard.

**Keywords:** fracture toughness, composites, pipelines repair

## 1. Introdução

Com o passar do tempo, torna-se quase inevitável a perda de espessura causada por corrosão em dutos de aço usados no transporte terrestre de petróleo e seus derivados. A corrosão externa é em geral decorrente de falhas na proteção catódica ou de danos no revestimento de proteção. Por sua vez, a corrosão interna é uma consequência da presença de umidade ou água no produto transportado. Para grandes empresas do setor petrolífero, o domínio de tecnologia de reparo de dutos corroídos é de grande importância para a redução de custos no transporte de hidrocarbonetos (Hassui 1999). Por isso, algumas técnicas para reparo de dutos foram propostas ao longo dos anos, dentre elas podemos citar: a técnica de corte e substituição, que é mais indicada na recuperação de segmentos de duto com corrosão severa ou que perderam sua estanqueidade e que consiste em trocar o trecho corroído por um segmento de duto novo; a técnica de dupla calha soldada que consiste em envolver o duto com duas meias-calhas cuja fixação ao duto é feita por meio de soldas longitudinais de modo a não deixar nenhum espaço anular; a técnica de dupla calha com enchimento que consiste em envolver o trecho corroído com uma luva de diâmetro bem maior que o diâmetro externo do duto, de forma que fique um espaço anular entre o duto e a calha onde se faz a injeção sob pressão de epóxi ou outro material similar.

As técnicas convencionais de reparo de dutos corroídos citadas anteriormente apresentam algumas desvantagens. O corte e substituição é uma técnica de reparo de custo elevado, principalmente porque implica em parada operacional. A técnica de dupla calha com soldagem direta apresenta risco de acidentes e a técnica de dupla calha com enchimento não é suficientemente rápida, uma vez que exige a construção de um molde com dimensões precisas. Além disso, duas dificuldades independem da técnica utilizada: o difícil acesso a um trecho situado em um local ermo e a remoção do solo retirado pela escavação. Por isso é de suma importância a aplicação de técnicas de reparo que associem eficiência a baixos custos.

O avanço tecnológico proporcionou o desenvolvimento de novos materiais como os compósitos que são formados pela combinação de dois ou mais materiais dissimilares cujas propriedades finais são superiores às dos materiais constituintes isolados (Chawla 1998).

Os materiais compósitos utilizados no reparo de dutos geralmente são constituídos de fibras agregadas e uma matriz polimérica. Recentemente estudos têm sido feitos para o desenvolvimento de materiais compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras de vidro para serem utilizados no reparo de dutos contendo defeitos. Entretanto, praticamente pouco tem sido feito para caracterizar a resistência à fratura desses compósitos. As informações sobre o comportamento em fratura desses materiais são de grande interesse científico, uma vez que não há muitos estudos sobre a influência dos arranjos e frações volumétricas de fibras na resistência à fratura dos mesmos, dificultando, inclusive, o projeto de sistemas compósitos para estes reparos.

O objetivo deste trabalho é estudar o comportamento em fratura de quatro tipos de materiais compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras de vidro, que são usados como reparos de dutos, utilizando a metodologia da mecânica da fratura, visando caracterizar a resistência à fratura desses compósitos com diferentes arranjos e frações volumétricas de fibras de vidro. Ensaio preliminares de tração foram realizados por Fujiyama (2002) utilizando a norma de ensaio ASTM D-3039 (ASTM 2001), obtendo-se as propriedades mecânicas em carregamento monotônico e os gráficos característicos do comportamento tensão *versus* deformação desses materiais. Com a finalidade de caracterizar a fratura desses materiais, foram realizados ensaios de tenacidade à fratura

utilizando, para isso, a norma de ensaio ASTM E-1922 (ASTM 1999) cuja finalidade é determinar a tenacidade à fratura translaminar de materiais compósitos laminados de matriz polimérica.

## 2. Materiais e Métodos

### 2.1. Materiais

Para o desenvolvimento deste trabalho foram utilizados e testados quatro tipos de materiais compósitos de matriz polimérica reforçados por fibras de vidro, diferindo tanto no tipo de matriz quanto no arranjo e na fração volumétrica dessas fibras. A Tabela 1 mostra as características dos materiais estudados.

Tabela 1. Características dos materiais estudados

Material	Matriz	Reforço
Compósito 1 (MC1)	Polimérica	Manta de fibra de vidro mais fibras de vidro unidirecionais
Compósito 2 (MC2)	Polimérica	Fibras de vidro unidirecionais
Compósito 3 (MC3)	Polimérica	Tecido de fibra de vidro
Compósito 4 (MC4)	Polimérica	Tecido de fibra de vidro

Os materiais MC1, MC2 e MC3 são comerciais e fabricados, respectivamente, pelas empresas Rust Engenharia Ltda., Clock Spring Company e StrongBack Corporation. O material MC4 foi produzido pelo Laboratório de Materiais Compósitos da COPPE/UFRJ e consiste de uma matriz epóxi reforçada por tecido de fibra de vidro do tipo E.

A Tabela 2 mostra os resultados das propriedades mecânicas obtidas por Fujiyama (2002) a partir do ensaio de tração de 6 corpos de prova de cada material e características dos mesmos.

Tabela 2. Propriedades mecânicas e características dos materiais estudados

Material	Carga Máxima [N]	Tensão Máxima [MPa]	Fração Volumétrica de fibras [%]	Método de Fabricação
MC1	Média	31.806,11	383,75	Laminação manual
	Desvio Padrão	2211,93	10,95	
MC2	Média	24.202,54	378,48	Pultrusão
	Desvio Padrão	692,46	7,85	
MC3	Média	25.586,67	369,05	Laminação manual
	Desvio Padrão	2316,41	6,48	
MC4	Média	27.373,14	376,83	Laminação manual
	Desvio Padrão	890,38	12,56	

Para o estudo do comportamento em fratura foram testados 11 corpos de prova, sendo 3 do material MC1, 2 do material MC2, 3 do material MC3 e 3 do material MC4. A espessura dos corpos de prova é a própria espessura dos materiais (3,0mm), o que está previsto na norma de ensaio ASTM E-1922. Os ensaios foram realizados a uma taxa de deslocamento constante com uma velocidade do travessão de 0,6mm/min.

## 2.2. Metodologia

Os ensaios foram realizados baseados em uma metodologia desenvolvida para materiais que apresentam comportamento linear elástico, determinando-se, neste caso, a tenacidade à fratura translaminar  $K_{TL}$  que é uma medida da resistência do compósito laminado de matriz polimérica ao dano na ponta do entalhe e ao crescimento efetivo de trinca translaminar sob o modo I de carregamento. Neste caso, os resultados só são válidos para as condições nas quais a região danificada na ponta do entalhe é pequena comparada com o comprimento do entalhe e com as dimensões dos corpos de prova.

### 2.2.1. Corpos de Prova

Os corpos de prova utilizados foram do tipo ESE(T) com as dimensões mostradas na Figura 1.

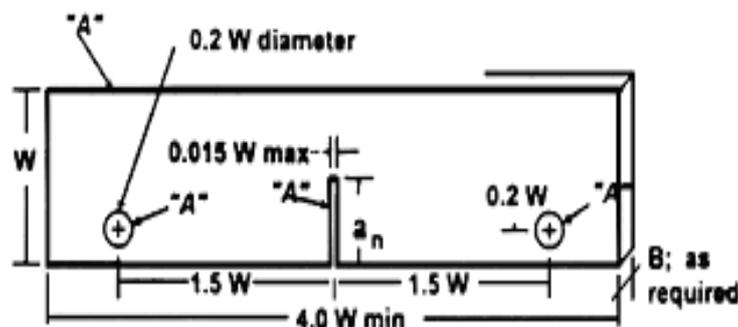


Figura 1. Dimensões dos corpos de prova

O valor de W adotado foi de 30,0mm e as demais dimensões estão em função desta primeira, como mostrado na Tabela 3. Os entalhes foram produzidos por corte com serra de joalheiro, obtendo-se uma geometria das raízes das trincas do tipo U com raio de raiz de, aproximadamente, 0,2 mm.

Tabela 3. Dimensões dos corpos de prova de acordo com a norma ASTM E-1922

Largura W [mm]	Comprimento L [mm]	Diâmetro dos furos $\phi$ [mm]	Espessura B [mm]	Comprimento do entalhe $a_n$ [mm]	Largura do entalhe [mm]
30,0	120,0	6,0	3,0	15,0 a 18,0	Até 0,45

A Figura 2 ilustra os corpos de prova preparados para os ensaios.

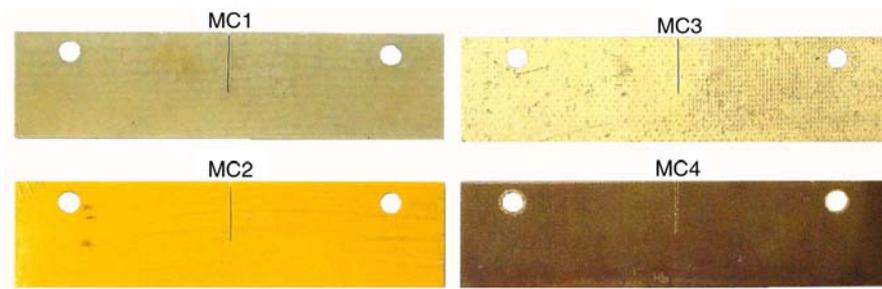


Figura 2. Corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura

Nos materiais MC1 e MC2 que apresentam as fibras unidirecionais, os entalhes foram feitos transversalmente à direção das mesmas, uma vez que esta é a direção de maior resistência do compósito. Os materiais MC3 e MC4 não precisaram desta atenção uma vez que ambos apresentam as fibras nas duas direções, na forma de tecido.

### 2.2.2. Equipamentos e ensaio

Para a realização dos ensaios de tenacidade à fratura dos compósitos laminados de matriz polimérica reforçados por fibras de vidro foram utilizados uma máquina de ensaios mecânicos MTS, modelo 810, e um extensômetro MTS, modelo 632.02F-20 para medida do deslocamento da boca do entalhe. O extensômetro foi fixado nos corpos de prova mediante uma faca porta *clip* sugerida pela norma.

Os dados foram adquiridos e processados em microcomputador acoplado à máquina de ensaios mediante o uso de *software* também da MTS.

## 3. Resultados

As Figuras 3 a 6 mostram as curvas carga *versus* deslocamento obtidas de um corpo de prova de cada material ensaiado. Estes registros são representativos dos obtidos dos outros corpos de prova desses materiais.

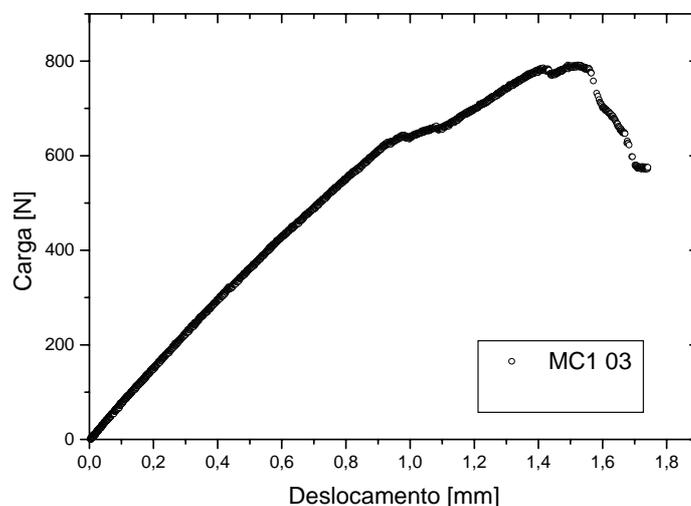


Figura 3. Curva carga *versus* deslocamento do material MC1 corpo de prova 3

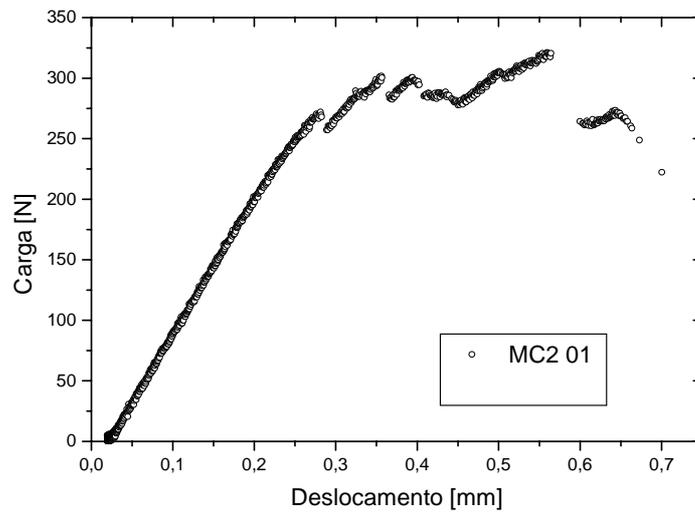


Figura 4. Curva carga *versus* deslocamento do material MC2 corpo de prova 1

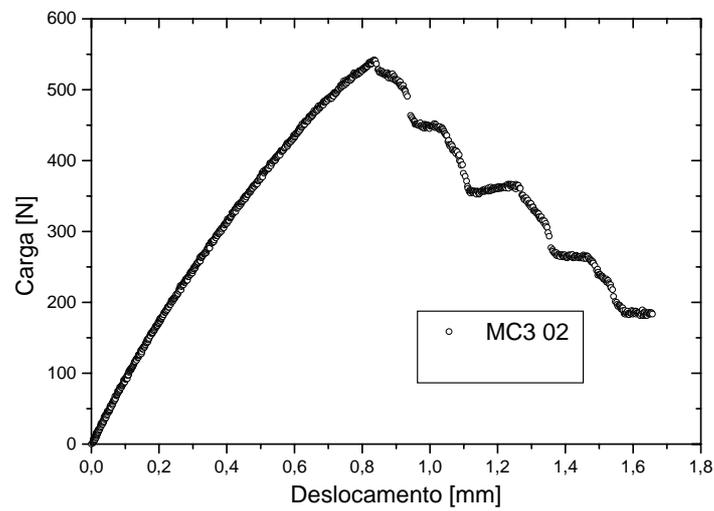


Figura 5. Curva carga *versus* deslocamento do material MC3 corpo de prova 2

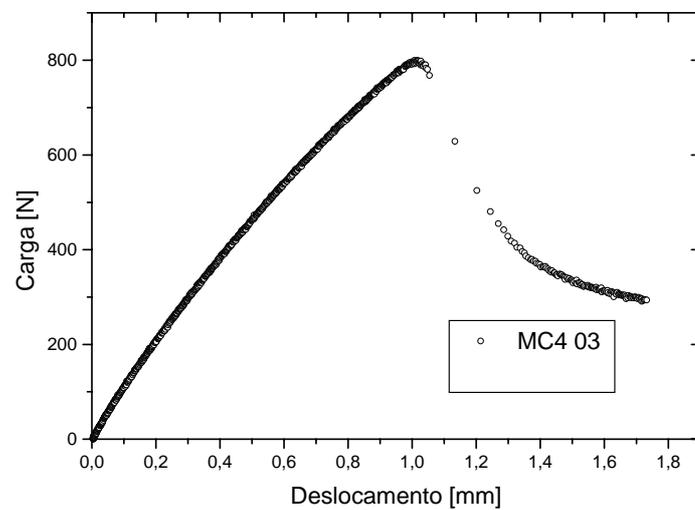


Figura 6. Curva carga *versus* deslocamento do material MC4 corpo de prova 3

De posse dos gráficos mostrados anteriormente foi possível analisar a validade dos ensaios e determinar os valores da tenacidade à fratura translaminar dos materiais estudados. Esses valores estão mostrados na Tabela 4.

Tabela 4. Resultados obtidos do ensaio de tenacidade à fratura translaminar.

<b>Material</b>	<b>CP</b>	<b>P<sub>máx.</sub> [N]</b>	<b>V<sub>máx.</sub> [mm]</b>	<b><math>\Delta V_n/V_{n-0}</math></b>	<b>K<sub>Q</sub> [MPa.m<sup>1/2</sup>]</b>	<b>Média K<sub>Q</sub> [MPa.m<sup>1/2</sup>]</b>	<b>Desv. Padrão K<sub>Q</sub> [MPa.m<sup>1/2</sup>]</b>
MC1	01	940,77	2,04	0,58	15,22	14,07	1,40
	02	801,03	1,76	0,39	14,49		
	03	791,61	1,52	0,43	12,51		
MC2	01	321,22	0,56	0,81	5,08	5,03	0,07
	02	376,11	1,32	1,51	4,98		
MC3	01	410,11	0,85	0,40	7,78	8,22	0,44
	02	542,10	0,84	0,35	8,66		
	03	556,25	0,85	0,46	8,23		
MC4	01	873,76	1,02	0,41	13,36	11,92	1,94
	02	620,56	0,98	0,54	9,72		
	03	799,69	1,02	0,37	12,68		

#### 4. Discussão

De acordo com a norma de ensaio ASTM E-1922 se a relação  $\Delta V_n/V_{n-0}$  for maior que 0,3 a extensão do dano ao redor da ponta do entalhe seria muito grande e, com isso, não é possível obter uma medida para  $K_{TL}$ . De acordo com a Tabela 4 é possível observar que nenhum ensaio pode ser validado e, dessa forma, o valor de  $K_Q$  determinado não corresponde ao  $K_{TL}$  sugerido pela norma.

Analisando também os gráficos obtidos a partir dos ensaios (Figuras 3 a 6), é possível observar que os materiais não apresentam um comportamento linear, o que era esperado pela norma. Por outro lado, é importante chamar a atenção de que o comportamento apresentado pelos materiais estudados no ensaio de tração, curva  $\sigma$ - $\epsilon$ , é linear até a fratura, o que não ocorre no ensaio de tenacidade à fratura.

Durante os ensaios dos materiais MC2 foi possível constatar que a trinca abriu na direção longitudinal, ou seja, paralelamente à direção das fibras. Isso sugere que esta configuração de corpo de prova não é adequada para ensaiar este tipo de material. Estudos efetuados com compósitos laminados fibra-metal [Castrodeza et al.] mostraram que esse problema ocorria também em corpos de prova de geometria compacta de tração (C(T)) quando o reforço do compósito era efetuado por fibras de vidro unidirecionais com o entalhe perpendicular às fibras (compósito GLARE), não ocorrendo para os compósitos reforçados por fibras de aramida (compósitos ARALL). Naquele estudo, o problema da propagação de trincas paralelamente à direção das fibras foi sanado pela utilização de corpos de prova de flexão em três pontos (SE(B)), onde a trinca deixou de propagar-se segundo a direção das fibras e o fez perpendicularmente às mesmas. Dessa forma, para os compósitos GLARE, foi possível a obtenção de valores válidos de tenacidade ( $J_C$  e  $\delta_{5C}$ ). No caso do compósito MC2 do presente estudo, ensaios futuros serão também efetuados com a geometria SE(B). No que tange aos compósitos MC1, MC3 e MC4, ensaios serão efetuados com a geometria C(T), que funcionou muito bem para os compósitos ARALL, para verificar se a mesma produz resultados válidos de tenacidade ( $K_C$ ).

## 5. Conclusões

- A configuração de corpo de prova sugerida pela norma ASTM E-1922 não é adequada ao material MC2;
- Todos os materiais apresentam um comportamento não linear, o que invalida a utilização da norma ASTM E-1922;
- Os estudos continuarão com o intuito de propor uma nova metodologia de ensaio para esses materiais. Esses estudos envolverão a utilização de corpos de prova C(T) para os compósitos MC1, MC3 e MC4 e corpos de prova SE(B) para o compósito MC2.

## 6. Agradecimentos

À ANP pela bolsa de estudos para J. M. R. Touça e pelo apoio financeiro. Ao CNPq, CNPq/CT PETRO e FINEP/CT PETRO pelo apoio financeiro.

## 7. Referências

- ASTM D-3039, Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. In: *2001 Annual Book of ASTM Standards*, vol. 15.03, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p. 163-168, 2001.
- ASTM E-1922, Standard Test Method for Translaminar Fracture Toughness of Laminated Polymer Matrix Composite Materials. In: *1999 Annual Book of ASTM Standards*, vol. 3.01, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p. 1077-1081, 1999.
- CASTRODEZA, E. M., PEREZ IPIÑA, J. E., BASTIAN, F. L., Experimental Techniques for Fracture Instability Toughness Determination of Unidirectional Fibre-Reinforced Metal Laminates. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 25(11), p. 999-1008, 2002.
- CHAWLA, K. K., *Composite materials: Science and Engineering*, 2<sup>nd</sup> Ed. New York, Springer-Verlag, 1998.
- FUJIYAMA, R. T., *Materiais Compósitos para Reparos de Dutos em Ambiente Terrestre com Defeitos Internos, Exame de Qualificação PEMM/COPPE/UFRJ*, 2002.
- HASSUI, L. H., *Análise Estrutural de Dutos Reparados por Material Compósito, Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1999.*