JOELMIR MARIANO DE SOUZA

**ESTUDO DO ENSAIO DE DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À
FRATURA EM DEFORMAÇÃO PLANA (K_{IC}) EM PMMA E ANÁLISE
DAS TENSÕES DESENVOLVIDAS POR FOTOELASTICIDADE**

São Paulo

2011

JOELMIR MARIANO DE SOUZA

**ESTUDO DO ENSAIO DE DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À
FRATURA EM DEFORMAÇÃO PLANA (K_{IC}) EM PMMA E ANÁLISE
DAS TENSÕES DESENVOLVIDAS POR FOTOELASTICIDADE**

**Tese apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo
para obtenção do título de
Doutor em Engenharia.**

São Paulo

2011

JOELMIR MARIANO DE SOUZA

**ESTUDO DO ENSAIO DE DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À
FRATURA EM DEFORMAÇÃO PLANA (K_{IC}) EM PMMA E ANÁLISE
DAS TENSÕES DESENVOLVIDAS POR FOTOELASTICIDADE**

**Tese apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo
para obtenção do título de
Doutor em Engenharia.**

**Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais.**

**Orientador:
Prof. Dr. Cláudio Geraldo Schön.**

São Paulo

2011

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 20 de janeiro de 2011.

Assinatura do autor _____

Assinatura do orientador _____

FICHA CATALOGRÁFICA

Souza, Joelmir Mariano de

Estudo do ensaio de determinação da tenacidade à fratura em deformação plana (K_{ic}) em PMMA e análise das tensões desenvolvidas por fotoelasticidade / J.M. de Souza. -- ed.rev. -- São Paulo, 2011.

113 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1. Tenacidade dos materiais 2. Ensaio dos materiais 3. Mecânica da fratura I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.

DEDICATÓRIA

Com muito carinho dedico este trabalho aos meus pais:

Joel Mariano de Souza e
Edna Maria Alcântara Souza.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente sem dúvidas tenho que agradecer a DEUS, por me manter forte, mesmo durante as dificuldades.

Aos meus pais Joel Mariano de Souza e Edna Maria Alcântara Souza, que sempre estão ao meu lado em todas as situações.

Existem pessoas que lutam um dia e são imprescindíveis, existem outras que lutam alguns dias e também são imprescindíveis, porém, existem pessoas que lutam todos os dias, essas sim são imprescindíveis. Obrigado Prof. Dr. Cláudio Geraldo Schön (eterno orientador), pelo belo exemplo de dedicação a este trabalho e por acreditar em mim.

Ao Prof. Dr. Humberto Yoshimura e a Prof(a). Dr. Ticiane Valera, pela contribuição no desenvolvimento do texto deste trabalho.

Aos amigos Danilo, Lívio, Ivo, Rubens, Gilberto, Vinícius a todos técnicos, funcionários e amigos da pós-graduação.

E a todos que contribuíram diretamente e indiretamente para o desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

No presente trabalho produziu-se amostras de flexão em três pontos, SENB, a partir de placas moldadas por compressão feitas de uma resina de Poli(metacrilato de metila) comercial. Dois conjuntos contendo 6 amostras cada foram então pré-trincados por meio de uma lamina afiada de aço adotando-se dois métodos diferentes propostos pela literatura técnica: através de “batidinhas” (“gentle tapping”) e através da inserção controlada a velocidade constante da lâmina, ambas usando um dispositivo especialmente desenhado para este fim. Estas amostras foram então submetidas ao ensaio de tenacidade à fratura em deformação plana, K_{Ic} , com o intuito de se testar a hipótese de que os diferentes métodos introduzem diferentes padrões de dano na matriz próxima à região da ponta da pré-trinca, o que, por sua vez, influencia os resultados obtidos. Adotou-se a norma ASTM D 5045 como padrão do ensaio. Todas as amostras produziram resultados válidos para K_{Ic} , considerando-se os critérios da norma. Os resultados confirmam a hipótese inicial mostrando que os diferentes métodos de introdução da pré-trinca influenciam o valor medido de K_{Ic} a um nível de significância de 5% para a diferença das médias obtidas nos dois grupos, sendo que o valor mais conservador é obtido quando as pré-trincas são introduzidas pelo método das “batidinhas” ($K_{Ic} = 1,15 \pm 0,11 \text{ MPa m}^{1/2}$). Com base nestes resultados novas amostras com geometria auto-similar às anteriores foram produzidas e usadas para a investigação do estado de tensão desenvolvido nas amostras pelo método da fotoelasticidade. Os resultados confirmam que os diferentes métodos de pré-trincamento produzem diferentes padrões de Moiré próximos à ponta da trinca, o que prova que os estados de tensão são efetivamente afetados e que o método da inserção controlada produz a maior perturbação no campo de tensão próximo à ponta da pré-trinca.

Palavras-chave: Tenacidade à fratura em polímeros (ensaio). Poli(metacrilato de metila) – PMMA. Método de introdução de pré-trincas. Fotoelasticidade.

ABSTRACT

Single-Edge-Notch Bending samples produced out of compression-molded plates obtained from a commercial Poly(methyl metacrylate), PMMA, resin were investigated concerning the influence of the adopted pre-cracking methodology on plane strain fracture toughness results according to ASTM D 5045 standard. Two sets of 6 samples each were pre-cracked using a sharp-edge scalpel steel blade using two methodologies proposed in the technical literature: by “gentle tapping” on the blade and by controlled insertion at constant velocity, both using a device specially designed for these purposes. These sample were, then, submitted to the plane strain fracture toughness (K_{Ic}) test based on the hypothesis that different pre-cracking methods result in different damage levels of the matrix near the pre-crack tip and, hence, in different measured values for K_{Ic} . All samples produced valid results for K_{Ic} based on the geometric criteria adopted by the standard. The results confirm the original hypothesis showing that the two pre-cracking methods influence the measured value at a significance level of 5% for the comparison of the averages obtained in both sets. The most conservative value for plane strain fracture toughness of the investigated resin is obtained by pre-cracks introduced by “gentle tapping” on the blade ($K_{Ic} = 1.15 \pm 0.11 \text{ MPa m}^{1/2}$). Based on these results new samples with a self-similar geometry were produced and submitted to photoelasticity tests to investigate the influence of the pre-cracking methods on the strain-field developed during three-point bending loading. The results confirm that the different methods produce different Moiré patterns close to the pre-crack tip, proving that the developed stress fields are different and that pre-cracks introduced by controlled insertion of the blade produce the largest perturbations of the strain field close to the pre-crack tip.

Keywords: Plane strain fracture toughness in polymers (test). Poly(methyl metacrylate) – PMMA. Pre-cracking methods. Photoelasticity.

LISTA DE ABREVIATURAS

CT	- amostra de tensão compacta
DP	- desvio padrão
EPD	- estado plano de deformação
EPT	- estado plano de tensão
ESIS	- European Structural Integrity Society
M_e	- massa molar
MEV	- microscopia eletrônica de varredura
MFLE	-mecanismo de fratura linear elástica
MFI	- índice de fluidez
MFLE	- mecânica das fratura linear elástica
PC	- policarbonato
PMMA	- metacrilato de metila
PVC	- (“Vinyl chloride”), poli cloreto de vinila
$P_{\max}$	- carga máxima à fratura
SENB	- amostra de dobramento em três pontos
STM	- “Standard Test methods”
CTT	- compacta tensão de rasgamento
TM	- técnica de Moiré

LISTA DE SÍMBOLOS

A	- analisador fotoelástico
a	- comprimento da pré-trinca
B	- material birrefringente
b	- altura do entalhe para as amostra (SENB)
c	- largura do entalhe para as amostra (SENB)
D	- diâmetro do suporte
ε_1 e ε_2	- deformações principais
G	- taxa de liberação de energia de deformação
G_C	- taxa de liberação de energia de deformação critica
G_I	- taxa de liberação de energia de deformação em modo I
G_{II}	- taxa de liberação de energia de deformação em modo II
G_{III}	- taxa de liberação de energia de deformação em modo III
K	- fator de intensidade de tensão da ponta da trinca
K_I	- fator de intensidade de tensão da ponta da trinca em modo I
K_{II}	- fator de intensidade de tensão da ponta da trinca em modo II
K_{III}	- fator de intensidade de tensão da ponta da trinca em modo III
K_C	- fator critico de intensidade de tensão
K_{IC}	- fator critico de intensidade de tensão em modo I
K_{IIC}	- fator critico de intensidade de tensão em modo II
K_{IIIC}	- fator critico de intensidade de tensão em modo III
K_Q	- fator de intensificação de tensão provisório
L	- comprimento da amostra (SENB)
N	- ordem de franja
P	- carga aplicada.
$P_{\max}$	- carga máxima
R	- raio da amostra
r_c	- distância crítica da ponta da trinca

R_{rms}	- distância de ponta a ponta da cadeia
S	- distância entre os apoios
T_g	- temperatura de transição vítrea
t	- espessura das amostra
t_c	- espessura da placa fotoelástica
W	- altura da amostra
Y_I	- fator geométrico do modo K_I
σ	- tensão
θ	- direção de iniciação da fratura
σ_f	- tensão de fratura
τ_{max}	- tensão máxima de cisalhamento
σ_c	- tensão critica
y_{max}	- máxima deformação de cisalhamento
α	-ângulo do entalhe
λ_{sz}	- taxa de extensão
λ_{max}	- taxa de extensão máxima
σ_{ij}	- tensor tensão
r e θ	- coordenadas polares
ΔN	- variação da ordem de franja
ΔP	- variação da ordem de carga
W	- altura da amostra
σ	-máxima tensão tangencial
σ_y	- tensão de escoamento
ρ	- ponta do raio
λ	- comprimento da luz no polaroscópio

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1 Estados de tensão e de deformação	6
2.1.1 Estado plano de tensão	6
2.1.2 Estado plano de deformação.....	6
2.2 Distribuição de tensão ao redor da ponta da trinca.....	6
2.3 Tenacidade a fratura no estado de deformação plana, K_{IC}	9
2.3.1 Observações e sumário de cálculo para obtenção da Tenacidade à fratura K_{IC} para materiais frágeis.....	13
2.3.1.1 Observações.....	13
2.3.1.2 Métodos de introdução de pré-trinca	14
2.3.1.3 Sumário de cálculo	15
2.3.2 Dispositivo para ensaio de tenacidade a fratura em modo de flexão de 3 pontos.....	16
2.4 Conceito da região de domínio de K	17
2.4.1 Modelo de Dugdale	18
2.5 Escoamento.....	19
2.6 Aspectos gerais do comportamento do material polimérico sob escoamento	22
2.6.1 Definições	22
2.6.1.1 Construção da tangente da Figura 11	24
2.6.2 Bandas de cisalhamento em polímeros vítreos.....	25
2.6.2.1 Escoamento e nucleação da trinca.....	26
2.6.2.2 Escoamento por cisalhamento e propagação da trinca.	30
2.6.3 Modos de fratura em polímeros.....	30
2.6.3.1 Fratura frágil	30
2.6.3.2 Fratura dúctil	32
2.7 Tenacidade à fratura em deformação plana em PMMA.....	36
2.8 Fotomecânica.....	39
2.8.1 Fotoelasticidade	40
2.8.1.1 Franjas de interferência	41
2.8.1.2 Análise fotoelástica	41
2.8.1.3 Luz polarizada	43
2.8.1.4 Fotoelasticidade de transmissão plana.....	44
2.8.1.5 Fotoelasticidade tridimensional.....	44
2.8.1.6 Fotoelasticidade por reflexão.....	45
2.8.2 Cálculo das tensões e deformações principais.....	45
2.8.3 Modelo de Polaroscópios (Disposição dos Elementos Óticos)	47
2.8.3.1 Polaroscópio Circular	47
2.8.3.2 Polaroscópio Plano	48
3 OBJETIVO DO PRESENTE TRABALHO.....	49
4 MATERIAL E MÉTODOS.....	50
4.1 Material (PMMA, Acrílico).....	50
4.2 Procedimento para obtenção das placas de PMMA por compressão	50
4.3 Procedimento para obtenção das amostras de flexão de três pontos (SENB)	50
4.3.1 Amostras de flexão de três pontos para o ensaio de tenacidade a fratura (K_{IC}).....	51

4.3.2 Tipo de entalhe utilizado nas amostras de flexão de três pontos.....	53
4.3.3 Pré-trincamento	54
4.4 Ensaio de tenacidade à fratura (K_{IC}) das amostras de flexão em três pontos (SENB)	55
4.4.1 Medição do comprimento das pré-trincas das amostras utilizadas nos ensaios de tenacidade a fratura (K_{IC}).....	56
4.4.2 Avaliação das medidas do corpo de prova	57
4.5 Ensaio de fotoelasticidade	58
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	61
5.1 Obtenção das placas moldadas por compressão	61
5.2 Procedimento para fabricação das amostras de flexão de três pontos (SENB) (sem entalhe).	62
5.3 Procedimento para entalhamento nas amostras de flexão de três pontos	62
5.4 Pré-trincamento	63
5.5 Amostras utilizadas para análise de fotoelasticidade	66
5.6 Aspecto da superfície fraturada e danos na matriz polimérica após pré-trincamento	67
5.7 Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura K_{IC}	79
5.8 Resultados dos ensaios de fotoelasticidade	81
5.9 Síntese.....	89
6. CONCLUSÕES	91
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	92
APÊNDICE A	104
A1 Sequência de um ensaio de fotoelasticidade variando-se o ângulo de polarização (método reflexivo).....	104
A2 Obtenção e análise dos resultados do ensaio de fotoelasticidade	106
APÊNDICE B.....	110
B1 Fotos da superfície fraturada com os dois métodos de inserção, pressão (Figura 67) e “batidinhas” (Figura 68)	110
APÊNDICE C.....	112
C.1 Cisalhamento simples	112
APÊNDICE D	113
D1 Técnicas de Moiré.....	113

1 INTRODUÇÃO

A redução de peso de componentes de engenharia esta se tornando cada vez mais importante no setor automobilístico. Projetos de engenharia anteriormente baseados em materiais ferrosos, porcelana, vidros e madeiras; têm sido cada vez mais substituídos por outros materiais em função da redução de massa. Polímeros¹ sintéticos² ou plásticos de engenharia, desenvolvidos ao longo de século XX, possuem um papel fundamental neste tipo de substituição [1-4]. Dessa forma o uso de polímeros em aplicações estruturais, onde a integridade estrutural é crítica, é crescente na indústria. Este avanço na utilização de polímeros tem estimulado experimentos e trabalhos acadêmicos voltados à quantificação das propriedades mecânicas, em particular, da resistência à fratura. Conseqüentemente, verifica-se um crescimento na demanda por **parâmetros** relacionados à mecânica da fratura, como tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}), que demandam tempo e exigem um controle mais rigoroso da geometria da amostra. O processo de fratura envolve etapas importantes, entre elas acumulação de danos, nucleação, propagação de trincas e a falha final. A acumulação de danos e a nucleação de trincas estão relacionadas à estrutura molecular, ou seja, à resistência das ligações intra e intermoleculares e com a forma de como essas ligações reagem ao estado de tensão [5-6], desta forma estas etapas são particulares de um dado polímero e são fortemente influenciadas pelas etapas de processamento. Já a propagação da trinca é menos influenciada pelos mesmos processos, sendo mais sujeita a leis gerais. Este fato foi intuído por Griffith, em seus trabalhos clássicos de 1921 e 1924 [7-8], que evitou a variabilidade dos processos de acumulação de danos e nucleação da trinca assumindo a hipótese de que todo material frágil já possui uma população inicial de trincas pré-nucleadas, sendo o processo de falha, portanto, governado apenas pela etapa de propagação.

Uma característica particular dos ensaios de tenacidade a fratura é, portanto, a necessidade de inserção de uma pré-trinca, na tentativa de imitar um defeito natural³ na amostra a ser testada [10]. A mecânica da fratura linear elástica (MFLE) pode fornecer uma apropriada descrição do comportamento mecânico da trinca, na MFLE o campo de tensão ao redor da ponta da trinca é usado para caracterizar as condições críticas relacionada à iniciação da fratura em materiais frágeis [11]. Kinlock [10], discute duas interpretações possíveis do

¹ Termo que vem do grego (poli - muitas e mero partes) moléculas grandes ou macromoléculas, formadas de várias unidades repetitivas (monômeros) [1].

² É o mesmo que Plástico, mas por definição pode-se dizer que: Plásticos são materiais sintéticos, que podem ser transformados por vários processos, principalmente mediante a ação de calor e pressão [1].

³ Para aceitação da pré-trinca esta deve satisfazer pelo menos duas exigências para ser aceita como uma trinca natural [9]: não deve haver perda de massa e o raio da curvatura da ponta deve ser pequeno.

processo de fratura. Primeira, conhecida como o critério da energia de Griffith's [12], e posteriormente modificado por Orowan's [13], que supõem que a fratura ocorre quando energia suficiente é liberada (proveniente do campo de tensão da amostra) para crescimento da trinca, ou seja, a fratura ocorre quando a trinca de orientação mais perigosa (trinca mais perpendicular à tensão), alcançar o valor crítico de um parâmetro conhecido como força de extensão da trinca, G , definida como:

$$G = \frac{1}{a} \frac{\partial U_{el}}{\partial a} \quad (1)$$

onde: U_{el} representa a energia elástica do componente, e a representa o tamanho da trinca. Este valor crítico, denominado G_{IC} , é característico da coesão molecular do material. Segunda interpretação, proposta por Irwin [14] se baseia no campo de tensão ao redor da ponta da trinca em um material linear elástico⁴ e pode ser unicamente definido por um parâmetro denominado fator de intensificação de tensão, K . Nesta interpretação a fratura ocorre quando o valor de K excede um certo valor crítico, K_C . O fator de intensificação da tensão K é definido como:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

Onde: σ é o valor da tensão aplicada ao componente, também denominada tensão remota. A constante K_C seria uma propriedade do material, denominada “tenacidade a fratura”.

Segundo Irwin [15-17], o campo de tensão global ao redor da ponta da trinca é uma combinação de três modos básicos de carregamento da trinca exemplo: (a) **modo de abertura** encontrado em carregamentos por tração e flexão onde a **descontinuidade do deslocamento é perpendicular ao plano da trinca**; (b) **modo de escorregamento** encontrado em carregamentos por cisalhamento puro, onde, a **descontinuidade do deslocamento esta no plano paralelo a direção da trinca** e (c) **modo de rasgamento** encontrado em carregamentos por torção onde as **descontinuidades dos deslocamentos são adjacentes em sentidos opostos ao plano da trinca** [15-18], vide Figura 1.

⁴ Material linear elástico obedece a Lei de Hooke, ou seja, a intensidade da força elástica é diretamente proporcional á deformação.

Figura 1 - Modos de carregamento de trincas em função do método de aplicação da carga e da forma de propagação da trinca [19]. (I) modo de abertura (**Modo I**), (II) modo de escorregamento (**Modo II**) e (III) modo de rasgamento (**Modo III**).

Cada um dos três modos está associado a uma correspondente força de extensão da trinca, G_I, G_{II}, G_{III} , e a um fator de intensificação de tensão da ponta da trinca, K_I, K_{II}, K_{III} , onde os G_s e os K_s estão relacionados por:

$$G = \frac{K^2}{\varepsilon'} \quad (3)$$

Sendo ε' um módulo de rigidez característico do estado de tensão - deformação⁵. Os valores de G podem ser avaliados assumindo-se que o material é idealmente frágil e, considerando-se que o fenômeno é reversível e calculando-se o trabalho elástico para fechamento incremental⁶ da trinca (Processo descrito por Irwin [15-17, 20]. Os fatores de intensificação de tensão, que são as intensidades das singularidades de tensão na ponta da trinca, são determinadas da solução elástica infinitesimal do problema. Considerando que os $G(s)$ e os $K(s)$ são diretamente relacionados, basta discutir a instabilidade da trinca baseado no conceito de fator de intensificação de tensão [16]. Dessa forma, quando um entalhe bem agudo é inserido em alguma região do material este se torna um ponto de concentração de tensão e com uma subsequente aplicação de carga este ponto pode servir como o local de iniciação da trinca [21].

⁵ No Estado Plano de Deformação $\varepsilon' = \frac{\varepsilon}{1-\eta^2}$, já no Estado Plano de Tensão $\varepsilon' = \varepsilon$.

⁶ Incremental = cada passo de crescimento da trinca.

Devemos ressaltar que em materiais frágeis a fratura ocorre por rompimento das ligações imediatamente à ponta da trinca sem a ocorrência de arredondamento da mesma (o arredondamento da ponta da trinca é característico de materiais dúcteis). O PMMA (poli (metacrilato de metila)) possui uma pequena quantidade de deformação plástica na ponta da trinca por microfibrilamento⁷, (“crazing”). Esta zona plástica, entretanto, é insignificante, e permite caracterizar o PMMA como um material frágil [19, 22].

De fato o PMMA é reconhecido como um material protótipo para ensaios de fratura frágil, por ser um material relativamente homogêneo e isotrópico, que rompe de maneira frágil à temperatura ambiente. Outra propriedade interessante do PMMA é a transparência apresentada pelo mesmo (em função de ser um material amorfo) que permite uma observação direta da região na ponta da trinca. Por estas vantagens (apresentadas acima) o PMMA é um material ideal para ensaios de fratura e para análise da fratura características de materiais frágeis. Como mencionado anteriormente, a produção de uma pré-trinca que simule um defeito natural (“natural flaw”) é um aspecto crítico dos ensaios de tenacidade à fratura. A maioria dos métodos de testes (“Standard Test Methods” (STM)) e protocolos de teste para polímeros sugere usar algum tipo de lamina afiada (como uma lamina de barbear) para introdução da pré-trinca. O protocolo de teste da Sociedade Européia de Integridade Estrutural (“European Structural Integrity Society” - ESIS) para tenacidade a fratura em deformação plana de polímeros, sugere introduzir (nuclear) uma trinca natural por “batidinhas” sobre uma lâmina de barbear colocada no entalhe previamente produzido no corpo de prova (no caso do PMMA isto não é possível⁸), o protocolo também permite a operação da lamina por diferentes modos, como o deslizamento ou movimento de serra (serrar) da lamina sobre o entalhe, ou mesmo fadiga, mas desaconselha o pressionamento da lamina [23]. A norma ASTM D 5045-99 [24], que regula o mesmo ensaio, adota o procedimento, mas descarta o método de pressionamento da lamina, em função de danos de **tensões residuais** na ponta da trinca. Já a norma ASTM D 6068-96 (ensaio de determinação de curvas J-R) [25] admite também métodos de introdução de pré-trincas por fadiga ou pressionamento da lamina, enquanto que o protocolo de ensaios do ESIS para construção de curvas J-R não admite o pressionamento da lâmina. Em suma, não há acordo entre normas de diferentes ensaios da mecânica da fratura em materiais poliméricos quanto ao método ideal de introdução da pré-trinca, ao contrario do caso de ensaios em

⁷ Aqui, denominamos “craze” como microfibrilamento. Tradução descrita por Schön C.G. [19], já que “crazes” são regiões compostas por cadeias alinhadas (**fribilas**) e porosidades em dimensões moleculares (**micro**), daí a origem, microfibrilamento. Sendo aqui usado craze para tradução de “crazing” originado do inglês.

⁸ Em função de o PMMA ser um polímero rígido, não é possível introduzir a pré-trinca com uma lamina de barbear, porque a mesma deforma durante as “batidinhas” sem a ocorrência da penetração.

materiais metálicos, onde é reconhecido que pré-trincamento por fadiga é o melhor método [26 - 27].

Lu et al [28], em seu estudo de crescimento lento de trincas (“Slow Crack Growth”) em polietileno de alta densidade, investigaram a influência de diferentes métodos de introdução de pré-trincas e recomendam usar o método de pressionamento da lamina de uma maneira controlada. Souza et al. (2008) [29], em condições criogênicas de ensaio, avaliaram a tenacidade a fratura no estado plano de deformação de um polietileno de média densidade. Estes autores utilizaram o mesmo tipo de lamina para introdução das pré-trincas, porém com diferentes métodos: pressionando a lâmina com velocidade controlada e por meio de “batidinhas” sobre o dispositivo da lamina. Os resultados não foram significativamente diferentes, sob o ponto de vista estatístico, mas sugeriram que as diferentes formas de introdução da pré-trinca podem provocar alguma variação nas características geométricas na ponta da trinca, que conseqüentemente podem influenciar a dispersão e os resultados dos ensaios. Então o procedimento ideal para introdução de pré-trinca em teste de tenacidade a fratura em polímeros não está ainda bem definido. Esta situação contribui para aumentar a variabilidade dos resultados de tenacidade à fratura. As considerações acima justificam um estudo mais aprofundado sobre a influência dos métodos de introdução de pré-trincas sobre os resultados de ensaios de tenacidade à fratura em deformação plana. Neste estudo adotaremos o PMMA como material de teste (pelos motivos já mencionados) e a norma ASTM D 5045-99 [24], como guia de ensaios (obviamente variando os métodos de introdução de pré-trinca). O uso do PMMA, sendo um material birrefringente, também permite o emprego da técnica de fotoelasticidade para investigar de forma independente o efeito da pré-trinca sobre o campo de tensão desenvolvido no corpo de prova.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O presente texto está organizado da seguinte forma: iniciamos a explanação por uma descrição dos estados de tensão e deformação no material, seção 2.1, posteriormente seguimos com itens relacionados a Mecânica da Fratura linear Elástica seção 2.2 (Distribuição de tensão ao redor da ponta da trinca), 2.3 (Tenacidade a fratura no estado de deformação plana, K_{IC}). 2.4 (Conceito da região de domínio de K). Dado que o PMMA apresenta algum grau de plasticidade localizada prosseguimos com uma discussão sobre os principais mecanismos de deformação plástica em polímeros em geral e no PMMA, 2.5 (Escoamento) e 2.6 (Aspectos gerais do comportamento do material polimérico sob escoamento), prosseguimos com uma descrição do uso do PMMA como material protótipo para o estudo de tenacidade a fratura em materiais frágeis, seção 2.7 (Tenacidade à fratura em deformação plana em PMMA), e finalmente temos os tópicos relacionados ao estudo da tenacidade a fratura através de fotomecânicas, seção 2.8 (Fotomecânica).

2.1 Estados de tensão e de deformação

2.1.1 Estado plano de tensão

Diz-se que um material está em estado de tensão plana quando uma das tensões principais for nula. Sendo estes estados característicos de superfícies, já que estas podem se deformar livremente. Amostras com geometria que apresentam espessuras finas, como ex.: chapas finas, o conceito de EPT é muito importante [19].

2.1.2 Estado plano de deformação

No **estado de deformação plana** (EPD), uma das deformações principais é nula. O EPD é característico do centro de componentes que apresentem uma larga seção transversal, ex.: amostras com geometria que apresentam espessuras grossas. Neste tipo de amostra o EPD assume uma importância fundamental, pois a resistência à propagação da trinca passa a ser independente da geometria da amostra [19].

2.2 Distribuição de tensão ao redor da ponta da trinca

A deformação plástica que ocorre ao redor da trinca efetivamente arredonda a ponta da trinca, este grau de arredondamento controla a medida da tenacidade e o modo de crescimento da trinca. Assim, quando se pretende aplicar qualquer critério da MFEL no estudo de propagação da trinca, é interessante compreender a distribuição de tensão ao redor da ponta da trinca. Uma estimativa deste efeito pode ser obtida Williams [30] citado por Kinlock [10]

considerando-se a **tensão elástica**, σ_{11} , a uma **distância**, r , localizada a frente da ponta de uma trinca elíptica, com menor eixo, $2y$, e maior eixo, $2x$, em uma folha infinita. Quando a trinca é aguda mas o **raio da ponta**, ρ , é $y \ll a$ e a ponta do raio $\rho = y^2 / a$. Usando-se a solução para tensões ao redor de uma geometria elíptica temos:

$$\sigma_{11} = \sigma_0 \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \frac{(1 + \rho/r)}{(1 + \rho/2r)^{3/2}} \quad (4)$$

Isto foi proposto por Kinlock e Williams [31] e por Yamini e Young [32] que a fratura ocorre quando uma **tensão crítica**⁹, σ_{ic} , for atingida, que age até uma distância crítica, c , localizada a frente da ponta da trinca, então $\sigma_{11} = \sigma_{ic}$ e $r = c$, assim equação (4) torna-se

$$\sigma_{ic} = \sigma_c \left(\frac{a}{2c} \right)^{1/2} \frac{(1 + \rho_c/c)}{(1 + \rho_c/2c)^{3/2}} \quad (5)$$

onde ρ_c é o **raio da ponta da trinca** e σ_c é a **tensão de fratura**¹⁰. A medida do fator de intensificação de tensão de fratura, K_{IC} , no início da propagação da trinca esta relacionada a tensão de fratura aplicada, σ_c , por

$$K_{IC} = \sigma_c (\pi a)^{1/2} \quad (6)$$

e o **critério para a propagação de uma trinca aguda** a um valor de K_{ICS} pode ser interpretado como exigido pela tensão crítica, σ_{ic} , para ser atingida a **distância c**

$$K_{ICS} = \sigma_{ic} (2\pi c)^{1/2} \quad (7)$$

Então, reagrupando-se a equação (5) temos:

⁹ Tensão crítica é a tensão que faz a trinca propagar, ou seja, é a tensão localizada na ponta da trinca, e esta relacionada a propriedades intrínsecas do material, informação verbal [19].

¹⁰ Tensão de fratura é a tensão macroscópica aplicada na amostra testada no momento que a fratura ocorre, informação verbal [19].

$$\frac{\sigma_c (\pi a)^{1/2}}{\sigma_{ic} (2\pi c)^{1/2}} = \frac{(1 + \rho_c / 2c)^{3/2}}{(1 + \rho_c / c)} \quad (8)$$

e substituindo para equações (6) e (7) ocorre

$$\frac{K_{IC}}{K_{ICS}} = \frac{(1 + \rho_c / 2c)^{3/2}}{(1 + \rho_c / c)} \quad (9)$$

Alternativamente, se o módulo é assumido constante, então a equação pode ser reescrita em termos de energia de fratura, G , assim temos:

$$\frac{G_{IC}}{G_{ICS}} = \frac{(1 + \rho_c / 2c)^3}{(1 + \rho_c / c)^2} \quad (10)$$

A relação entre K_{IC} / K_{ICS} como uma função de $(\rho_c / c)^{1/2}$ esta demonstrada na Figura 2, e pode ser verificar que existe uma pequena queda em K_{IC} / K_{ICS} para $\rho_c < 3$ (vide Figura 2) mas para valores mais altos de ρ_c o valor da medida do fator de intensificação de tensão, K_{IC} , aumenta rapidamente. Esta forma geral do comportamento modelado na equação (9) tem sido observada em polímeros [31] e metais [33]. Este modelo não especifica a deformação que causa o arredondamento da trinca, mas o valor da σ_{ic} (**tensão crítica**) **deve refletir os micromecanismos envolvidos**. Considerando-se que este modelo tem suas bases na MFEL, este pode somente lidar com aquelas situações em que ocorre uma moderada extensão da plasticidade, e em tais circunstâncias os valores das **tensões deduzidas na ponta da trinca**, σ_{ic} , são eminentemente razoáveis para as tensões esperada na **zona plástica a frente da ponta da trinca**. Entretanto, este modelo esta de fato, em bom acordo no fornecimento de um critério de fratura até mesmo para o crescimento de trinca altamente dúctil [10].

Figura 2 - Relação entre K_{IC} / K_{ICs} como uma função do grau de cegamento da trinca [10].

2.3 Tenacidade a fratura no estado de deformação plana, K_{IC}

A fratura é um fenômeno mecânico que se caracteriza pela criação de uma ou mais superfícies de fratura em um meio sólido, em decorrência de aplicações de cargas, ou seja, atuação de tensões, que geralmente levam ao rompimento do sólido. A mecânica da fratura é a disciplina que se propõe a estudar a fratura e o comportamento mecânico dos materiais na presença de trincas, que, estabelece quantitativamente as condições críticas para o crescimento de uma trinca, relacionando a tensão aplicada, dimensões da trinca e a resistência tenaz do material [5].

O fator de intensificação de tensão, representado pela letra K, é uma quantidade calculada a partir da teoria de elasticidade linear, que caracteriza o estado de tensão na região da ponta de uma trinca aguda [6]. De acordo com a teoria da Mecânica da Fratura Elástica Linear, o campo de tensões na vizinhança da ponta da trinca, em um material isotrópico e elástico linear (vide Figura 3) é dado pela equação (11):

Figura 3 - Representação gráfica de uma curva tensão x deformação de um material elástico linear [5].

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (11)$$

onde: σ_{ij} é o tensor tensão, e r e θ são coordenadas polares com origem na ponta da trinca.

Pode-se demonstrar que o fator de intensificação de tensão está relacionado com a tensão aplicada na amostra e com o comprimento da trinca através da equação (12):

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (12)$$

onde: σ é a tensão aplicada, a é o comprimento da trinca e Y é o fator de forma que depende do modo de abertura da trinca e da geometria do corpo [5].

O fator de intensificação de tensão mede a capacidade de um material trincado suportar uma carga sem sofrer fratura, dado o comprimento da trinca e a geometria da amostra. Este valor limite é dado por, K_C . No estado plano de deformação e no modo de abertura (modo I), esta propriedade passa a ser independente da espessura e é conhecida por tenacidade a fratura em estado plano de deformação, K_{IC} . Os ensaios de tenacidade à fratura para polímeros são disciplinados por norma técnicas como a ASTM D 5045-99 [24], e protocolos de ensaio como o ESIS [34]. Nestes ensaios a amostra padronizada, que possui uma pré-trinca, é testada em uma máquina destinada a ensaios mecânicos, a uma velocidade constante, onde se registra os valores de carga até a ruptura [5].

Para realização do ensaio de tenacidade a fratura pode-se usar duas configurações de amostras padronizadas. A Figura 4 mostra os tipos de amostras, incluindo suas dimensões

principais: flexão de três pontos (“single edge notch bending” – SENB) e compacto de tração (“compact tension” – CT) [5].

Figura 4 - Configuração dos corpos de prova para o ensaio de K_{IC} de materiais poliméricos: (a) flexão de três pontos (SENB); (b) compacto de tração (CT) [24].

O avanço da trinca é monitorado através do comportamento da curva carga (P) x deslocamento (u) obtida durante o ensaio, conforme Figura 5. No caso ideal de um corpo elástico linear, a curva de carregamento obtida no ensaio é uma reta desde a origem até o crescimento instável final da trinca (ruptura), quando ocorre a súbita e definitiva queda no valor da carga. Para realização do cálculo de K_{IC} é necessário seguir um procedimento para obtenção de um valor provisório nomeado por K_Q , e então verificar se este valor satisfaz certas restrições geométricas. Primeiramente, determina-se qual a melhor reta representa o módulo de flexibilidade (“compliance”) inicial do corpo de prova, indicada pela letra $\overline{AB}$ na Figura 5. Uma segunda reta $\overline{AB'}$ é construída, tal que a tangente do ângulo θ' seja 5% maior que a tangente do ângulo θ . Se a máxima carga atingida no ensaio (P_{max}) estiver posicionada entre as retas $\overline{AB}$ e $\overline{AB'}$, então o valor de P_{max} é utilizado diretamente no cálculo de K_Q . Agora, se o valor de P_{max} estiver situado além da reta $\overline{AB'}$, é necessário obter o valor de carga

P_Q , correspondente ao ponto de interseção da reta $\overline{AB'}$ com a curva de carregamento. Posteriormente, se $P_{\max}/P_Q < 1,1$, use P_Q para o cálculo de K_Q , porém se $P_{\max}/P_Q > 1,1$, o teste é inválido [5, 24]. A partir do valor de $P_{\max}$ ou P_Q , conforme o caso, dos dados dimensionais do corpo de prova, do comprimento da pré-trinca e considerando-se a geometria do corpo de prova calcula-se uma quantidade provisória designado por K_Q . As expressões matemáticas para os cálculos estão dadas nas normas, para cada tipo de corpo de prova (para amostras SENB, posteriormente será descrito um sumário de cálculo em 2.5.1.2), enquanto que o comprimento da pré-trinca pode ser medido na superfície de fratura do corpo de prova. Se o valor de K_Q for tal que a equação (13) seja satisfeita, onde σ_0 é o limite de escoamento do material e B , a e $(W - a)$ são as principais dimensões do corpo de prova (vide Figura 4), então K_Q é tomado como K_{IC} do material [5, 24].

Figura 5 - Esquema do gráfico, carga x deslocamento, obtido para verificação da escolha da carga a ser utilizada para o cálculo de tenacidade a fratura K_{IC} [24].

$$2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_y} \right)^2 < a, B, (W - a) \Rightarrow K_Q = K_{IC} \quad (13)$$

Pode-se observar na Figura 5 uma pequena quantidade de desvio da linearidade na região inicial de carregamento. Como descrito por Williams [23], este efeito pode ser em função de deformações plásticas na região da ponta da trinca, fenômenos elásticos não lineares, fenômenos viscoelásticos ou algum crescimento estável inicial da trinca. De qualquer forma, as normas para polímeros desprezam esta região inicial, desde que as demais exigências sejam satisfeitas (relacionadas à geometria da amostra). Devemos também ressaltar que, no caso de metais a norma ASTM E 1820 [26] considera que algum desvio de linearidade geralmente ocorre no início do ensaio, mas que também deve ser desprezado. Entretanto, a norma aconselha um carregamento preliminar controlado da amostra a ser testada, com limitação da carga máxima aplicada, seguido de descarregamento. Já, as normas para polímeros não especificam este procedimento. Quando se ensaia materiais dúcteis a temperatura ambiente para obtenção de K_{IC} , o ensaio geralmente é acompanhado de extensa deformação plástica. Algumas técnicas podem ser utilizadas para vencer as restrições relacionadas ao tamanho da zona plástica e obter valores válidos de K_{IC} , como a utilização de amostras maiores. Entretanto, esta opção geralmente não é muito prática, uma vez que as dimensões dos corpos de prova podem ser tornar excessivamente grandes. Então, outra opção mais conveniente é, reduzir a temperatura da amostra durante o ensaio, e assim elevar o limite de escoamento do material. No trabalho desenvolvido por Souza et al. [29], que usaram polietileno sob condições criogênicas no teste de tenacidade a fratura, K_{IC} , os resultados mostraram um comportamento linear do material sob estas condições. O limite de escoamento para estas condições pode ser obtido na literatura [35 - 36], citado por [5].

2.3.1 Observações e sumário de cálculo para obtenção da Tenacidade à fratura K_{IC} para materiais frágeis

2.3.1.1 Observações

Este método de teste é designado para caracterizar a tenacidade de materiais plásticos (polímeros) em termos de fator de intensificação de tensão crítico (K_{IC}) ao início da fratura, ou seja, indica a resistência do material à fratura em um ambiente neutro. Este valor de K_{IC} representa o limite do valor mais baixo de tenacidade a fratura e pode ser usado para estimar a relação entre a tensão de fratura e o tamanho do defeito para um material em serviço e é dependente da velocidade de teste e da temperatura. A temperatura desejada para realização dos testes para obtenção de K_{IC} é de 23 °C, com uma velocidade de ensaio de 10mm/min, ou 12,5 mm/min caso o equipamento disponível trabalhe somente a esta velocidade. Desta forma,

a aplicação de K_{IC} deve ser feita considerando diferenças que podem existir entre laboratórios e condições de campo. Outro fator importante que deve ser levado em conta na obtenção de K_{IC} em um dado material é, a história de processamento do material e da amostra utilizada, como por ex.: se a amostra foi injetada, extrudada ou moldada por compressão, etc, que influência na tenacidade à fratura da amostra testada. Como já citado anteriormente, duas geometrias de amostras podem ser utilizadas por este método, amostras de flexão entalhadas em uma única borda (SENB) e amostras de tensão compacta (CT). A primeira citada consiste de uma geometria de amostra com um entalhe no centro carregado por flexão em três pontos, no qual, a trinca se propaga em modo I (modo de abertura) [24].

O esquema usado neste método de teste assume um comportamento elástico linear da amostra trincada, assim, certas restrições sobre linearidade do diagrama carga-deslocamento são impostas:

- (i) - estado de deformação plana na ponta da trinca.
- (ii) - a pré-trinca deve-ser aguda para assegurar que o mínimo valor de tenacidade seja obtido.

A norma ASTM D 5045-99 [24 pagina 3 item 7.4.1.3] estabelece que, se durante a introdução da pré-trinca pelo método de batidinhas a amostra colapsar (em função de ser um material frágil), pode-se movimentar a lamina como uma serra.

Outra nota que está descrita em ASTM D 5045-99 [24 pagina 4 e nota 2] é que, quando se usa o método por pressão (velocidade controlada) na introdução da pré-trinca em materiais dúcteis, pode-se induzir tensões residuais na ponta da trinca e que podem gerar um valor artificial e alto de K_{IC} .

2.3.1.2 Métodos de introdução de pré-trinca

De acordo com a literatura, os métodos existentes para introdução da pré-trinca se concentram em três tipos: (a) **batidinhas**, indicado pela Sociedade Européia de Integridade Estrutural (“European Structural Integrity Society” - ESIS) [23] e pela norma ASTM D 5045-99 [24], (b) **pressão**, indicado pela norma, ASTM D 6068-96 (ensaios de determinação de curvas J-R) [25] e Lu et al [28], (c) **fadiga**, indicado também pela Sociedade Européia de Integridade Estrutural (“European Structural Integrity Society” - ESIS) e também pela norma ASTM D 6068-96 (ensaios de determinação de curvas J-R) [25].

2.3.1.3 Sumário de cálculo

O valor de K_{IC} é calculado a partir do valor máximo da carga de fratura ($P_{\max}$ ou P_Q), obtida no gráfico carga x deslocamento e através das equações abaixo, que foram estabilizadas com base nas análises das tensões elásticas descritas nos métodos de ensaios. Assim, temos:

$$x = \frac{a}{W} \quad (14)$$

Onde:

$$0 < x < 1$$

a^{11} = comprimento da pré-trinca (é o comprimento do entalhe mais a pré-trinca)

W = altura da amostra

$$f(x) = 6x^{1/2} \frac{[1,99 - x(1-x).(2,15 - 3,93x + 2,7x^2)]}{(1+2x).(1-x)^{3/2}} \quad (15)$$

$$k_Q = \left(\frac{P_{\max}}{B.W^{1/2}} \right) \cdot f(x) \quad (16)$$

Onde:

$P_{\max}$ = carga máxima a fratura (KN)

B = largura da amostra (cm)

W = altura da amostra (cm), e recomenda-se $W = 2.B$

$$[K_Q] = [MPa\sqrt{m}]$$

Como já citado em 2.3, se

$$2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_y} \right)^2 < a, B, (W - a) \Rightarrow k_Q = K_{IC} \quad (13)$$

Onde:

σ_y = tensão de fratura

¹¹ A medida de o comprimento de a deve ser feita depois da fratura (no microscópio viajante) em três posições: no centro, e nos outros dois comprimentos laterais da superfície. A média das três medidas é o comprimento de a [24].

O critério exige que B deve ser suficiente para assegurar uma deformação plana, onde este deve estar entre $0,45$ a $0,55 \times W$ e que $(W - a)$ deve ser suficiente para evitar excessiva plasticidade no ligamento. Se $(W - a)$ é pequeno e se o carregamento não for linear, deve-se aumentar a taxa de W/B ao máximo de 4 (para amostras de flexão em três pontos). Normalmente a taxa de W/B é 2 , que é a taxa mínima que pode ser usada.

A validade da determinação do valor de K_{IC} por este método de teste depende de se usar uma amostra de tamanho adequado que apresente um comportamento linear elástico¹² e que possua uma pré-trinca aguda.

A seguir segue a tabela I, extraída de [37], onde se pode verificar os valores de K_{IC} , para alguns materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos incluindo o PMMA.

Tabela I - Valores típicos de tenacidade à fratura, K_{IC} , em estado plano de deformação [37].

Material			
Metálico	Liga de alumínio (7075-T651)	Liga de alumínio (2024-T3)	Liga de Titânio (Ti-6Al-4V)
K_{IC} (MPa m ^{1/2})	24	44	55
Cerâmicos	Concreto	Oxido de alumínio	“Soda-Lime Glass”
K_{IC} (MPa m ^{1/2})	0,2 a 1,4	2,7 a 5,0	0,7 a 0,8
Polimérico	Poli (metacrilato de metila) (PMMA)	Poliestireno (PS)	Polycarbonato (PC)
K_{IC} (MPa m ^{1/2})	0,7 a 1,6	0,7 a 1,1	2,2

2.3.2 Dispositivo para ensaio de tenacidade a fratura em modo de flexão de 3 pontos

Para realização do teste de tenacidade a fratura em materiais plásticos, é necessário utilizar um dispositivo que possua apoios como rolos circulares (vide Figura 6), pois, estes minimizam o atrito entre a amostra e a base inferior da máquina. Também é necessário que o dispositivo possua apoios inferiores ajustáveis, para que a distância entre os apoios (S) seja regulada. A linha de aplicação da carga, ou seja, o centro do suporte superior, não deve estar localizado mais que 1% fora da distância do centro entre os rolos inferiores, tolerância esta,

¹² O comportamento linear elástico segue a lei de Hook (1676), onde a deformação é proporcional a carga. Dentro deste comportamento não há escorregamento entre os átomos, como no regime plástico onde o material apresenta deformação dútil.

que também deve ser respeitada entre a linha de ação da carga e a localização da pré-trinca. A medida do centro da distância S pode ter uma tolerância de 0,5% do comprimento. O eixo dos rolos pode ter uma variação máxima de 2° de inclinação em relação a base da máquina [24].

Figura 6 - Esquema do dispositivo exigido para realização de ensaio de tenacidade a fratura K_{IC} , em materiais plásticos. D , diâmetro dos suportes, S , distância entre os rolos, a , comprimento da pré-trinca e B , largura da amostra [24].

2.4 Conceito da região de domínio de K

Excessiva plasticidade viola as hipóteses sobre as quais se fundamenta a LEFM. Entretanto, se a zona plástica na região da ponta da trinca for suficientemente pequena em relação às dimensões do corpo de prova e da trinca, pode-se definir uma região adjacente à zona plástica e a ponta da trinca, onde as equações dos campos de tensão elástica ainda se aplicam. Essa região conhecida como “região de domínio K”, circunda e controla o comportamento da zona plástica e da ponta da trinca, sendo que sua existência é necessária para garantir que a LEFM seja aplicável. Um dado valor de K implica uma mesma zona plástica e mesmo campo de tensão, ao que se dá o nome de princípio de similitude. Ou seja, espera-se que duas trincas se comportem da mesma maneira quando estiverem submetidas ao mesmo K , independente da geometria, tipo de carregamento e comprimento da trinca [5]. O princípio da região de domínio K é ilustrado na Figura 7:

Figura 7 - Definição da região de domínio de K [5].

Verifica-se que a exigência de similitude é satisfeita se a relação entre o fator de intensificação de tensão e o limite de escoamento, $\left(\frac{K}{\sigma_o}\right)^2$, for pequena em relação a qualquer dimensão do corpo. Assim, tem-se admitido que a aplicação da LEFM obedece ao critério estabelecido pela equação (17) [38]:

$$a, (W - a), B \leq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K}{\sigma_o} \right)^2 \quad (17^{13})$$

2.4.1 Modelo de Dugdale

No modelo de Dugdale a zona plástica na ponta da trinca age como uma tensão de compressão na ponta da mesma, ou seja, a resistência à propagação da trinca aumenta [19].

O modelo de escoamento ou modelo coesivo para chapas finas fissuradas proposto por Dugdale-Barentblatt [39] citado por Bueno e Bittencourt [40] é um tipo de **modelo de fissuras que apresenta escoamento localizado**, baseado em extensões da Mecânica da Fratura Elástica Linear. Experimentalmente determinou-se que o raio da zona plastificada ao redor da fissura é aproximadamente igual à espessura da chapa.

Dugdale [41] assumiu que a zona de plastificação é muito maior que a espessura da amostra e modelou a zona plastificada em forma de uma tira na frente da ponta da fissura.

¹³ $4/\pi \leq 4/3 \leq 1,33$ portanto o critério da norma (2,5) é mais restritivo, ou seja, ensaio válido de K_{IC} sempre é realizado sob domínio de K.

Então o material é considerado elasto-plástico perfeito, assim $\sigma_{22} = \sigma_{ys}$, na ponta da tira. Este modelo considera que o efeito do escoamento aumenta o tamanho da fissura¹⁴, na dimensão da zona escoada, ver Figura 8. O incremento d é calculado considerando uma placa infinita, sujeita a uma tensão uniforme de σ . Na ponta da fissura não ocorre singularidade no campo de tensões [40].

Figura 8 - Modelo de Dugdale [39].

Através do modelo acima bons resultados foram obtidos por Dugdale comparando sua estimativa de tamanho da região plastificada com ensaios de aços, para valores de $\sigma > 0,9 \sigma_y$. Igualmente ocorreu com Mills [42] para fissuras em chapas de policarbonato, polisulfatos e policrovinil [40].

2.5 Escoamento

Quando um polímero sofre uma **deformação plástica** em função de uma tensão aplicada, dissemos que o mesmo sofre **escoamento**. A deformação por cisalhamento (“shear yielding”) consiste de uma mudança na forma do material sem significativa mudança no volume, sendo este fenômeno de grande importância para a mecânica e para o **mecanismo de fratura em polímeros** [10, 43], que, é nosso foco de estudo.

Evidências recentes sugerem que o escoamento, na **forma de bandas de micro cisalhamento**, possui um papel importante na **iniciação de micro trincas** no material. Mesmo

¹⁴ Este modelo bidimensional de fraturamento introduz uma correção na energia de dissipação **considerando um comprimento fictício de fissura utilizado nos cálculos**. Esse comprimento fictício, **maior que o comprimento real**, visa substituir o efeito da região de microfissuração, pois a energia de dissipação G é diretamente proporcional ao comprimento da fissura. Este aumento fictício no comprimento da fissura deve ser menor que a região de microfissuração, pois ainda há resistência ao fraturamento nesta região.

um polímero **frágil** como o (PMMA)¹⁵, **está sujeito** a algum tipo de processo localizado de **dissipação de energia plástica e viscoelástica**¹⁶ (recuperável) na vizinhança da ponta da trinca. Os micromecanismos que representam a principal fonte de absorção de energia na fratura do material são: escoamento por cisalhamento e microfibrilamento (que se desenvolve durante o fluxo plástico, via formação e crescimento de cavidades, e coalescência de microvazios). Ambas envolvem deformação plástica localizada, ou seja, não homogênea do material, que surgem da relaxação por deformação (“strain softening”) e considerações geométricas. A diferença entre os dois mecanismos é que, o cisalhamento ocorre sem alteração do volume, enquanto que o microfibrilamento ocorre com um aumento no volume do material, sendo esta região de microfibrilamento uma região muito reduzida do polímero (variando de alguns poucos nanômetros até alguns poucos micrometros). Na região de microfibrilamento a deformação plástica ocorre sem a ocorrência de contrações laterais [43, 45].

Um microfibrilamento não é um vazio nem uma trinca. Observações em microscópio eletrônico de varredura de regiões que sofreram um microfibrilamento mostraram que os mesmos (microfibrilamentos) não são vazios, mas sim uma combinação de fibrilas com cadeias poliméricas altamente orientadas intercaladas por vazios, e que são capazes de transmitir cargas. De medidas do índice de refração¹⁷ analisadas por Meyers e Chawla [43] conclui-se que um microfibrilamento em policarbonato contem cerca de 50 – 55% em volume de espaço livre, ou seja, a densidade do material em uma região microfibrilada é mais baixa do que no volume do material. A Figura 9 mostra uma serie de microfibrilamentos reproduzidos na seção transversal de uma amostra de policarbonato. Lá podemos verificar a formação de diversos microfibrilamentos sem a ocorrência de fratura na amostra, o que prova que os microfibrilamentos podem suportar cargas. As cadeias poliméricas na região microfibrilada adquirem uma alta orientação na direção da tensão aplicada. A Figura 10 mostra o esquema do mecanismo para a formação de microfibrilamentos, que, associados à parte de uma trinca, são geralmente nucleados a partir de defeitos tal como: riscos, marcas, ou falhas internas como poros ou partículas de poeira [43].

¹⁵ Em polímeros vítreos tal como o poli (metacrilato de metila) (PMMA), o **microfibrilamento** procede à fratura final. Já em polímeros dúcteis, ex.: policarbonato (PC), a qual possui as ligações das principais cadeias flexíveis, o **cisalhamento por escoamento** é o modo de deformação dominante, sendo a fratura final dútil [43].

¹⁶ A denominação viscoelástica aplica-se aos materiais que apresentam um comportamento elástico, através de uma deformação imediata, combinando com o comportamento viscoso, que se apresenta ao longo do tempo para uma tensão constante aplicada [44].

¹⁷ Índice de **refração** é uma relação entre a velocidade da luz em um determinado meio e a velocidade da luz no vácuo. Em geral, quando a densidade de um meio aumenta, o seu índice de refração também aumenta, ou seja, quanto mais denso opticamente for à “substância”, menor será a velocidade de propagação da luz [46-47].

Figura 9 - Série de microfibrilamentos produzidos em uma amostra de policarbonato tracionada [43 - 48].

Figura 10 - Esquema da formação do microfibrilamento a ponta de uma trinca [43].

2.6 Aspectos gerais do comportamento do material polimérico sob escoamento

2.6.1 Definições

Figura 11 - Esquemática curva da tensão verdadeira x deformação nominal. Onde estão definidos os pontos de escoamento extrínseco, intrínseco, de amolecimento da deformação e o ponto de orientação (deformação de endurecimento). A tangente da curva através do ponto sobre a abscissa $\epsilon = -1$ [10].

Figura 11 mostra duas curvas de tensão verdadeira x deformação nominal esquemáticas, as quais podem ser obtidas por medições de carga x deslocamento em amostras poliméricas. Na região inicial o material sofre deformação elástica ou viscoelástica, tal que com a retirada da carga o material eventualmente retorna à posição original. Com continuidade da deformação além da deformação elástica, a amostra pode ou não apresentar amolecimento por deformação (suavização da deformação) (“strain softening”). Após o amolecimento por deformação, muitos polímeros exibem endurecimento por orientação (“orientation hardening”). No ponto de escoamento o material deixa de apresentar comportamento elástico¹⁸ e passa a apresentar comportamento plástico¹⁹. Porém, a aplicação deste conceito a polímeros é difícil. Experimentalmente a distinção entre deformação elástica (recuperável) e deformação plástica

¹⁸ A região elástica em um polímero vítreo (ex.: PMMA) é determinada pelas ligações secundárias (van der Waals), ou seja, essas ligações determinam a parte elástica das propriedades mecânicas, módulo e tensão de escoamento [45].

¹⁹ O processo de deformação plástica em polímeros amorfos (ex.: PMMA) é controlado por movimentação molecular. [45].

(permanente) não é bem clara no ponto de escoamento. Por exemplo, a deformação plástica em polímeros vítreos é freqüentemente quase toda recuperável se o material é aquecido um pouco acima da temperatura de transição vítrea, T_g [10].

Em polímeros que exibem uma curva de tensão verdadeira x deformação com um ponto máximo similar à curva superior da Figura 11, este pode ser definido como o ponto de escoamento intrínseco. Dessa forma, a tensão de escoamento e a deformação de escoamento correspondem aos valores do máximo. O mínimo que ocorre depois deste ponto pode ser definido como tensão de escoamento inferior, e quando se é necessário fazer uma distinção entre os dois, a tensão de escoamento no ponto de máximo é definida como tensão de escoamento superior. Para polímeros que possuem uma curva de tensão verdadeira x deformação diferente a curva citada acima, como mostrado na curva inferior da Figura 11, a definição de ponto de escoamento não é bem definida, mas um ponto de escoamento intrínseco pode geralmente ser identificado na região de inflexão da curva [10].

Quando uma amostra é testada em tração a deformação torna-se instável no ponto de escoamento, e um pescoço se desenvolve na amostra. Para um material que possui uma tensão de escoamento independente da taxa de deformação, a carga necessária para deformar a amostra passa através de um ponto máximo, a este ponto máximo podemos dizer que a amostra possui um escoamento que abrange toda a amostra. Ponto o qual a carga atinge um máximo é definido como “ponto de escoamento extrínseco”, devemos considerar que isto está relacionado à geometria de deformação da amostra testada e está relacionado de forma indireta as propriedades intrínsecas do material testado²⁰. Em um material sensível à taxa de deformação, tal como um polímero, o limite de escoamento extrínseco pode ocorrer em um ponto posterior na curva tensão verdadeira x deformação do que como indicado pela Figura 11, e dessa forma aproximar-se do ponto de escoamento intrínseco. Nota-se, entretanto, da geometria representada na Figura 11 que isto implica que a tensão de escoamento extrínseco não pode ser muito menor que o limite de escoamento intrínseco. O ponto de escoamento extrínseco geralmente se refere a ponto de escoamento na maioria das literaturas técnica [10].

Amolecimento por deformação pode ser definido como uma queda na tensão real após o escoamento e tem sido considerada em detalhes por Haward [49]. Ao contrário do que ocorre na maioria dos materiais, este fenômeno é uma propriedade intrínseca de polímeros e ocorre

²⁰ Para polímeros que possuem uma curva semelhante à curva inferior da Figura 11, sabemos que, na curva inferior o ponto extrínseco é o intrínseco, neste caso não a amolecimento por deformação, já no caso de polímeros que possuem uma curva semelhante a superior o ponto extrínseco antecede o intrínseco e neste caso temos o desenvolvimento do pescoço (informação verbal) [19].

porque estes apresentam comportamento tixotrópico²¹. Porém, por causa das características geométricas que ocorrem em um ensaio de tração, a qual tende a promover instabilidades extrínsecas, (ex.: pescoço). Todos **polímeros vítreos amorfos isotrópicos** exibem amolecimento por deformação, porém alguns **semicristalinos** (orientados) endurecem rapidamente (ex.: nitrato de celulose). A curva inferior da Figura 11, que não apresenta nenhum amolecimento por relaxação, é característica de alguns polímeros semicristalinos ou fibras poliméricas que sofreram estiramento a frio (“cold drawing”) [10].

O endurecimento por deformação pode ser observado em muitos polímeros²² e descreve a região da curva tensão real x deformação onde a tensão real eleva-se após o escoamento e o amolecimento por deformação ter ocorrido. O fato de que esta elevação ocorre a grandes deformações, acontece em função de que as cadeias poliméricas tornam-se orientadas em alguma extensão [51].

2.6.1.1 Construção da tangente da Figura 11

Figura 12 - Construção da tangente no gráfico tensão x deformação.

Abaixo temos o desenvolvimento matemático da construção da tangente, como segue:

$$dF = 0 \Rightarrow d\sigma_r A_r = 0 \quad (18)$$

²¹ Comportamento tixotrópico se refere a uma dependência decrescente da viscosidade de um fluido em função da taxa de deformação [50].

²² Na verdade este fenômeno é observado em todos polímeros, o que ocorre é que a taxa o corpo de prova não “sobrevive” a formação do pescoço [6].

$$Ad\sigma + \sigma_r dA_r = 0 \quad (19)$$

$$\frac{A_r d\sigma}{dA_r} = -\sigma_r \quad (20)$$

$$\text{mas } \frac{dA_r}{A_r} = -\frac{dl}{l} = id\varepsilon_r \quad (21)$$

$$\frac{d\sigma_r}{d\varepsilon_r} = \sigma_r \quad (22)$$

$$\varepsilon_r = \ln(1 + \varepsilon) \Rightarrow d\varepsilon_r = \frac{d\varepsilon}{1 + \varepsilon} \quad (23)$$

$$\frac{d\sigma_r}{d\varepsilon} = \frac{\sigma_r}{(1 + \varepsilon)} \quad (24)$$

$$m(1 + \varepsilon) = \sigma_r \quad (25)$$

$$m(1 + \varepsilon) = 0 \Rightarrow \varepsilon = -1 \quad (26)$$

onde

m = derivada da tensão real com a deformação de engenharia.

2.6.2 Bandas de cisalhamento em polímeros vítreos

Como mencionado por Kinlock e Young [10], todos polímeros vítreos amorfo²³ que exibem amolecimento da deformação²⁴ apresentam bandas de cisalhamento para algum estágio durante a deformação. Quando as condições que favorecem o crazing são suprimidas, todos os polímeros tendem a formar bandas de cisalhamento, por exemplo, no teste de compressão.

²³ **PMMA** é um polímero termoplástico vítreo de alta transparência (amorfo, possui seus arranjos moleculares desordenados). Materiais termoplásticos se caracterizam por fundirem ao serem aquecidos e solidificarem ao serem resfriados [1, 52].

²⁴ Devemos ressaltar que, o PMMA apresenta amolecimento por deformação em um grau muito pequeno em um ensaio de tração, ou seja, o mesmo não forma pescoço, em função que antes a formação do pescoço a tensão se localiza em um ponto específico onde ocorre a fratura [53].

Pesquisadores como Bowden (1973) [54] citado por Kinlock [10], observaram bandas de cisalhamento em diferentes **polímeros vítreos**, durante a deformação.

A Figura 13 (Bowden (1970) [55]) mostra uma amostra de PMMA, onde as bandas de cisalhamento são vistas como zonas amplamente difusas (que se espalham largamente por todas as direções). A deformação na região das bandas de cisalhamento está apenas alguns pontos percentuais acima do restante do material. Bowden (1970) [55] sugeriu que a diferença em caráter do surgimento das bandas de cisalhamento é largamente controlada pela taxa de amolecimento por deformação e pela taxa de deformação no escoamento. Se a variação da tensão de escoamento com a taxa de deformação for pequena, bandas de microcisalhamento tendem a se formar [10].

Figura 13 - Amostra de PMMA deformada em um ensaio de compressão em condições de deformação plana a uma temperatura de 22° C, onde pode ser verificado o surgimento de bandas de cisalhamento após o escoamento (visto entre polarizadas cruzadas (“crossed polar”)) [10, 55].

2.6.2.1 Escoamento e nucleação da trinca

Vários autores [56-58] consideram a possibilidade que trincas podem originar-se de micro-vazios que se formam no ponto de interseção das bandas de cisalhamento, ver Figura 14. Estes sugerem que defeitos em polímeros, tais como falhas, bolhas de ar e não homogeneidades moleculares agem como concentradores de tensão. Estes defeitos possibilitam a nucleação de bandas de cisalhamento através da tensão de cisalhamento e ativação térmica a uma carga efetiva menor que aquela necessária para ocorrer escoamento por volume [10].

Figura 14 - Micrografia eletrônica de transmissão da interseção das bandas de microcisalhamento formada em um teste de compressão. Material PS [10, 58].

Em um material altamente tensionado, o alinhamento (desentrelaçamento) ou rompimento das cadeias ocorre preferencialmente nos pontos de interseção, que, geram micros vazios que agem como núcleos para formação da trincas.

Chau & Li [59], examinaram o surgimento da trinca em poliestireno atático tensionado em um ensaio de fratura e relataram o surgimento da trinca em bandas de microcisalhamento. O mecanismo de fratura em tração ocorreu via iniciação da trinca e propagação na interface banda/matriz do material (não deformado) ou entre tiras de fibra comprimida na banda de cisalhamento. A Figura 15 mostra a morfologia da superfície de fratura obtida em um microscópio eletrônico de varredura, onde podemos verificar que, as tiras das fibras foram alongadas e separadas pela carga de tração. Na Figura 16, obtida em um microscópio óptico, mostra em detalhes a superfície de fratura, onde pode se verificar que as tiras das fibras são realmente folhas fibrosas que se estendem ao longo da espessura da amostra.

Figura 15 - Morfologia da superfície de fratura observada em um microscópio eletrônico de varredura, onde podemos verificar bandas de micro-cisalhamento grosseiras, depois de serem fraturadas sob tração, material PS [10, 59].

Figura 16 obtida em um microscópio óptico, mostra em detalhes a micrografia óptica onde pode ser verificar bandas de micro-cisalhamento grosseiras fraturadas sob tração, material PS [10, 59].

Porém, em muitos exemplos em vez da iniciação da trinca originar-se através das **bandas de escoamento por cisalhamento localizado**, as quais conduzem diretamente a iniciação da trinca, ocorre à **formação de micro-vazios**, que, são **nucleados na interseção das bandas de micro-cisalhamento**, e grupos de núcleos se estabilizam para formar uma estrutura de microfibrilamento. Neste caso, o plano de microfibrilamento é orientado normal à direção principal de tração máxima dos microfibrilos, e a formação da trinca resulta do crescimento e rompimento [10].

Wellington & Baer [60] empregaram um microscópio eletrônico de transmissão para estudar a nucleação de micro-vazios e sua subsequente coalescência na formação do

microfibrilamento. Eles mostraram que a microestrutura da superfície dos filmes finos de poliestireno foi suficientemente heterogênea para iniciar micro-vazios com cerca de 10-30 nm de diâmetro. Em vários exemplos, a nucleação estava claramente associada com a deformação plástica localizada. Até a T_g (temperatura de transição vítrea) foram formados micro-vazios, onde o modo de deformação predominante foi o mecanismo de cisalhamento no volume. Porém, a temperaturas abaixo a T_g , estes micro-vazios crescem em uma forma mais elíptica e induzem a concentração de tensão ao redor da matriz, o qual foi suficiente para iniciar uma adicional nucleação [10].

Outra evidência para o papel das bandas de cisalhamento na iniciação do microfibrilamento vem do trabalho desenvolvido por Narisawa et. al.²⁵[61], que, examinaram barras entalhadas de PMMA, PVC e policarbonato, testadas em flexão de três pontos até uma baixa taxa de deformação de 10^{-1} a 10^{-4} s^{-1} , e encontraram microfibrilamentos internos iniciados na interseção das bandas de cisalhamento. Então, o mecanismo de fratura que surgiu foi: (a) amolecimento por deformação no estado plano de deformação causa heterogeneidades na deformação, ou seja, bandas de cisalhamento; (b) concentração de tensão originada na interseção das bandas de cisalhamento nucleia micro-vazios; (c) iniciação de um microfibrilamento interno perpendicular à tensão principal de tração máxima (a qual será, uma interseção da banda de cisalhamento na ponta da zona plástica); (d) rompimento das microfibrilas, iniciação e propagação da trinca. O mecanismo de microfibrilamento (frágil) é favorecido em condições de deformação plana, por exemplo.: trincas aguda e/ou amostras espessas, baixas temperaturas, altas taxas de deformação e em materiais recozidos. Estas condições aumentam o limite de escoamento por cisalhamento em volume, com formação de intensa bandas de cisalhamento, cujas interseções resultam em altas concentrações de tensões que levam a iniciação e rompimento do microfibrilamento [10]. Finalmente, Narisawa et. al. [61], usaram análises de campo de linha de escorregamento²⁶ (“Slip-line field”) para estimar as tensões na zona de escoamento por cisalhamento plástico em policarbonato e registrou que a maior tensão hidrostática (por tração) que foi de 70-100 MPa, se localizou na **ponta da zona plástica** onde se iniciou o microfibrilamento [10].

²⁵ Todos testes foram conduzidos em condições de deformação plana.

²⁶ A técnica campo de linha de escorregamento, frequentemente é usada para análise de tensões e forças envolvidas nas deformações principais de metais, usando teorias baseadas na máxima tensão de cisalhamento [62].

2.6.2.2 Escoamento por cisalhamento e propagação da trinca.

O **crescimento de trinca em polímeros** também está freqüentemente associado ao **mecanismo de escoamento por cisalhamento**. Este pode ser altamente localizado na ponta da trinca, envolvendo relativamente pouca dissipação de energia viscoelástica e plástica, e pode resultar em fratura frágil²⁷. O modo de propagação da trinca tornar-se-á cada vez mais dúctil quando a extensão da deformação por cisalhamento aumentar. Quando a quantidade de energia dissipada ao redor da ponta da trinca aumentar, efetivamente arredondando a ponta da trinca, dessa forma, a tenacidade²⁸ do material aumenta. Certamente, o fator limitante está no tempo em que o escoamento por volume ocorre e uma completa fratura dúctil ocorre [10].

2.6.3 Modos de fratura em polímeros

2.6.3.1 Fratura frágil

Considerando a fratura frágil por tração, o **escoamento por cisalhamento localizado** e o **microfibrilamento** são usualmente tratados como mecanismos competitivos [19]. Enquanto o microfibrilamento é geralmente o mecanismo mais favorável para ocorrer em fratura frágil, ambos são favoráveis devido ao alto grau de deformação plástica localizada, e, se o polímero exibe amolecimento por deformação durante o ensaio. Não se sabe, entretanto, o porque de alguns polímeros exibirem **fratura frágil** através do **mecanismo de microfibrilamento** e outros através de **escoamento por cisalhamento localizado**. O que se sabe é que **ligações cruzadas** e macromoléculas inibem a formação do microfibrilamento e conduzem para o mecanismo de escoamento por cisalhamento em fratura frágil [10].

Em plásticos termorrígidos²⁹, que apresentam ligações cruzadas, as macromoléculas estão conectadas umas a outras através de ligações covalentes primárias, (ex.: epóxi). Durante a fabricação estes formam ligações cruzadas e após a cura, possuem um alto módulo (definido como a razão entre a tensão de cisalhamento aplicada ao corpo e a sua deformação angular). Termorrígidos não fundem e não fluem a altas temperaturas. Nos trabalhos desenvolvidos por

²⁷ Como já mencionado, o **PMMA** apresenta fratura frágil em testes de tração, o que pode ser explicado através do fenômeno descrito acima.

²⁸ **Tenacidade** é uma medida de quantidade de energia que um material pode absorver antes de fraturar. Os materiais frágeis, por exemplo, têm uma baixa tenacidade [63].

²⁹ **Polímeros termorrígidos** apresentam cadeias conectadas entre si por ramificações ou braços compartilhados. Assim, ligações químicas primárias (covalentes) são responsáveis pelas ligações cruzadas entre cadeias, as quais só são rompidas com a introdução de elevadas quantidades de energia que usualmente levam também ao rompimento das ligações constituidoras das cadeias poliméricas (com a conseqüente degradação - queima - do polímero). Assim sendo, percebe-se que o tipo de ligação entre cadeias, nesse caso, é responsável pelo comportamento característico dos termorrígidos de não serem facilmente conformados e reprocessados através apenas da ação conjunta de pressão e temperatura. Já os materiais termoplásticos fundem ao serem aquecidos e solidificam ao serem resfriados [52].

Berry, J. P. (1963) [64] e Boogaart (1966) [65], verificou-se que as ligações cruzadas dos polímeros conduzem para o desaparecimento do microfibrilamento, ou seja, eles verificaram que os microfibrilamentos não se formam nas pontas das trincas em epóxi que possuem uma pequena quantidade de ligações cruzadas, mas, após a cura do mesmo (epóxi) quando este apresenta um alto grau de ligações cruzadas, nenhum microfibrilamento se formou, verificando-se bandas de cisalhamento na ponta da trinca [10].

Em 1974, Theocaris, P. S., Paipetis, S. A e Tsangaris, J. M., [66], registraram estruturas de microfibrilamento em materiais epóxi com um alto grau de ligações cruzadas, mas esta evidência não é convincente, ou seja, as estruturas encontradas por estes autores não se aproximam aparentemente das estruturas de microfibrilamento encontradas por Berry, J. P. [64] e Boogaart, A. [65]. Por outro lado, estudos factográficos [67] têm revelado sem dúvida que, a deformação plástica que ocorre na ponta da trinca está fortemente relacionada ao aumento da alta deformação de cisalhamento localizada a ponta da trinca, em vez da formação do microfibrilamento [10].

A Figura 17 [68] mostra possíveis interações entre as bandas de cisalhamento e microfibrilamento que podem ocorrer em polímeros. Através desta ilustração (vide Figura 17), podemos verificar que o mecanismo de **microfibrilamento** e o **mecanismo de escoamento por cisalhamento localizado** não são mecanismos exclusivos de muitos polímeros, ou seja, estes podem ocorrer simultaneamente e interagirem entre si. Donald e co-autores [69-70] observaram em seu trabalho que as bandas de cisalhamento podem agir como microfibrilamentos somente quando elas crescem na ponta da trinca, e dessa maneira arredondam o microfibrilamento, o que pode ser verificado na região c da Figura 17. Por outro lado, quando um microfibrilamento crescente encontra uma banda de cisalhamento pré-existente as tensões na ponta da trinca não podem ser aliviadas enquanto a banda de cisalhamento ficar totalmente formada. A pré-orientação na banda de cisalhamento é tal que causa a quebra prematura do microfibrilamento e nucleação da trinca[10].

Figura 17 - Representa interações dos microfibrilamentos (“crazes”) e bandas de micro-cisalhamento, (a) crescimento das bandas de micro-cisalhamento entre as pontas do microfibrilamento, (b) microfibrilamento terminado em uma banda preexistente, (c) microfibrilamento isolado por bandas auto geradas, material PMMA e PC [10, 68].

2.6.3.2 Fratura dúctil

Geralmente a **fratura dúctil** está associada ao **mecanismo de escoamento por cisalhamento**. Variáveis típicas de carregamentos que favorecem o crescimento da trinca dúctil são a predominância do estado de tensão plana³⁰, elevadas temperaturas, baixas taxas de teste e em ambientes não agressivos [10].

Antes de considerarmos os detalhados micro-mecanismos e mecanismos do crescimento da trinca sob fratura dúctil via escoamento por cisalhamento, devemos ressaltar que o **microfibrilamento, via um mecanismo de microfibrilamento múltiplo**, é um mecanismo que também pode ocorrer sob fratura dúctil. **Microfibrilamento múltiplo** podem acompanhar o **escoamento por cisalhamento**, ou, pode até mesmo ser o mecanismo dominante, isto é observado em alguns polímeros multifásicos [10].

Diversos pesquisadores (Mills [42], Brinson [71] e Donald & Kramer [72-74]), estudaram a formação de zonas de escoamento por cisalhamento à frente da trinca em filmes finos (os experimentos foram realizados em condições de tensão plana em ensaios de tração) de policarbonato, polissulfona e poli (2,6 dimetil 1,4-óxido de fenileno). Estes observaram em

³⁰ Quando a propagação da trinca ocorrer em tensão plana, uma das tensões é nula.

seus experimentos que consideráveis contrações laterais ocorreram, e que a forma da zona plástica corresponde a uma zona de **Dugdale** (será descrita no item 2.2.4.3.1), como pode ser visto na Figura 18; **em vez de bandas de cisalhamento inclinadas (como visto na anteriormente na Figura 13)**. Mills [42] e Brinson [71] verificaram que o tamanho e a forma determinada experimentalmente da zona, concordam com as predições do modelo de Dugdale, e que o máximo deslocamento na zona de Dugdale foi igual ou maior que a espessura da amostra (filme polimérico). Donald & Kramer [72-74] encontraram zonas de escoamento por cisalhamento à frente da trinca nestes materiais e mostraram que eles tornam-se menos difusas e mais localizadas se o polímero foi recozido abaixo da T_g , possivelmente por causa de um **aumento na tensão de escoamento** e no grau de **amolecimento por deformação**. Eles usaram um microscópio eletrônico de transmissão e um microdensiometro da placa de imagem eletrônica para obter um **valor comum da taxa de estiramento**, λ_{sz} , dentro da zona de deformação por cisalhamento, e assim caracterizarem a estrutura das zonas [10].

Figura 18 - Micrografia eletrônica de transmissão da zona de escoamento por cisalhamento à frente de uma trinca carregada por tensão em condições de tensão plana. Material: poli ((2,6 dimetil 1,4-óxido de fenileno) [72].

Valores típicos de λ_{sz} (**taxa de extensão**) podem estenderem de 1,5 a 2,5 para uma extensa faixa de polímeros. Donald e Kramer [72-74] também mostram que

$$\lambda_{sz} = 0,6\lambda_{\max} \quad (27)$$

onde $\lambda_{\max}$ é a **taxa de extensão máxima predita teoricamente** derivada de um modelo simples na qual os pontos de entrelaçamento (“entanglement”) estão assumidos para agirem como **ligações cruzadas**³¹ permanentes, na qual nenhum deslizamento ou rompimento da cadeia ocorre. Então

$$\lambda_{\max} = \frac{l_e}{\left\langle R_{rms}^2 \right\rangle_e^{\frac{1}{2}}} \quad (28)$$

onde l_e é o **comprimento de contorno da cadeia** entre os emaranhados (“entanglements”) (obtidas de medidas de elasticidade do material fundido) e $\left\langle R_{rms}^2 \right\rangle_e^{1/2}$ é a **raiz quadrada da distância de ponta a ponta da cadeia** de massa molar $\bar{M}_e$, massa molar do emaranhado (determinada de experimentos de nêutron ou experimentos de espalhamento de luz³²). Então, a taxa de extensão dentro da zona de escoamento por cisalhamento aparece ser altamente controlada pela taxa de extensão máxima alcançada pela rede emaranhada do polímero [10].

Haward [76] conduziu uma extensa pesquisa sobre a fratura pós-escoamento de polímeros, estes usaram materiais como: PVC, Polietileno de ultra-alta densidade, poli (etileno tereftalato) e acetado de celulose plastificado. A elevadas temperaturas os autores estudaram também policarbonato, PMMA e poliestireno. Estes estudaram a propagação da trinca em materiais que sofreram carregamento em tração passado o ponto de escoamento. A fratura pós-escoamento (a qual foi realizada em condições de tensão plana em tração) iniciou-se através de

³¹ Como mencionado anteriormente, **ligações cruzadas** e macromoléculas inibem a formação do microfibrilamento e conduz para o mecanismo de escoamento por cisalhamento em fratura frágil [10].

³² Quando uma radiação eletromagnética incide sobre um sistema qualquer, o campo elétrico da radiação induz uma polarização nos elétrons das moléculas que oscila no tempo com a mesma frequência da radiação. As moléculas, por sua vez, passam a ser fontes secundárias de radiação e, por consequência, irradiam a radiação incidente. Essa radiação é a chamada radiação espalhada. As mudanças de frequência, a distribuição angular, a polarização e a intensidade da radiação espalhada dependem do tamanho, forma e das interações moleculares dentro do material irradiado. Logo, apartir das características da radiação espalhada de um dado sistema, é possível obter informações sobre a estrutura e a dinâmica molecular do meio espalhador [75].

cavidades que crescem a partir de defeitos, como riscos ou **microfibrilamentos** sobre a superfície do material tensionado. As cavidades observadas, geralmente possuem quatro lados iguais, os quais formam um losango, a diagonal longa se localiza perpendicularmente à direção da carga, enquanto a diagonal curta se localiza paralela à direção da carga. Em função deste formato (losango) as cavidades foram chamadas de “**diamantes**”. No ensaio de tração que foi realizado em condições de tensão plana, a propagação do pescoço (estricção) ocorre. Quando este propaga, cavidades do tipo “diamante” iniciam sua formação no material tensionado, estas se originam de defeitos de superfície ou de múltiplos microfibrilamentos, como já citado [10].

A baixas taxas de deformação os diamantes crescem lentamente, de maneira estável até um deles alcançar o tamanho crítico e iniciar propagação estável. Isto pode ocorrer anteriormente ou posteriormente à propagação do pescoço ao longo do comprimento inteiro da amostra. A Figura 19 (a) mostra uma cavidade do tipo diamante, que se originou de um microfibrilamento, em um ensaio de tração a 70°C, em uma amostra de policarbonato tracionada no estado de tensão plana. Nas amostras que possuem uma secção retangular, os diamantes também podem crescer a partir de defeitos de canto, como mostra a micrografia eletrônica de varredura da Figura 19 (b) [10].

Figura 19 (a) - Inicial formação de uma cavidade do tipo diamante, a qual origina-se de um microfibrilamento em um ensaio de tração a 70°C, em uma amostra de policarbonato tensionada. Ensaio realizado em condições de tensão plana. Barra de medida é igual a 50 μm [78]. Em 19 (b) vemos o início da fratura no PVC tracionado, fratura a qual cresceu de uma cavidade do tipo diamante de canto (“corner”). Barra de medida é igual a 200 μm . Ambas Figuras foram obtidas através de micrografia eletrônica de varredura [76].

Walker et al. [79] demonstrou que as formas características das cavidades do tipo diamante são produzidas em função do material adjacente a ponta da cavidade diamante que

esta sendo deformada plasticamente através de **cisalhamento simples**, paralelo a direção da tensão. Na Figura 20 podemos ver uma cavidade do tipo diamante de canto, a qual penetrou na espessura completa da amostra de PVC tensionada, em direção a superfície [10].

Figura 20 - Cavidade do tipo diamante de borda em uma amostra de PVC. Pode-se verificar que a deformação esta quase exclusivamente em modo de cisalhamento simples [79].

2.7 Tenacidade à fratura em deformação plana em PMMA

O PMMA, como protótipo de material frágil, tem sido empregado em diversos estudos de tenacidade à fratura. O efeito do carregamento, em particular, é alvo constante destes estudos [11]. Erdogan e Sih [18], por exemplo, usaram um jogo de placas de PMMA, cada uma contendo uma trinca central inclinada em relação ao campo de tensão remoto uniforme. Este modelo de corpo de prova também foi usado por outros pesquisadores para estudos experimentais mais profundos relacionado ao modo misto de fratura (modo I/II) (ex.: [80-83]. Ewing et al. [84] usaram placas retangulares com uma trinca de borda inclinada obtendo os resultados através de uma carga de tensão ou através de um momento de flexão. Maccagno e Knott [85] e He et al. [22] usaram uma amostra assimétrica de flexão em quatro pontos para medir a resistência a fratura em modo misto para alguns materiais frágeis incluindo o PMMA. Diferentes combinações de modo misto I/II podem ser encontradas nestas amostras alterando as localizações das cargas aplicadas. Maiti e Smith [86] usaram placas de PMMA trincadas centralmente carregadas uniaxialmente por meio de pinos ocultos localizados próximos às faces da trinca. Neste tipo de amostra pode se introduzir o modo misto I/II mudando-se a relativa linha da trinca para a direção da carga de tensão. Amostras compacta de tensão de rasgamento (CTT) foram usadas por Buchholz et al. [87], Mahajan e Ravi-Chandar [88] e Banks-Sills e Bortman [89]. Nestes estudos, as amostras CTT foram inseridas em diferentes tipos de carregamentos

para fornecer um carregamento em modo misto na amostra de PMMA. Atkinson et al. [90] registraram alguns dados limitados para resistência à fratura no modo misto para o PMMA. Esses dados foram obtidos por testes de fratura em um disco brasileiro trincado centralmente [91]. Estes autores também desenvolveram outros estudos experimentais sobre modo misto em PMMA. Por exemplo, em carregamento dinâmico [92] ou usando amostra entalhada em V, ex.: [21, 93]. Dos trabalhos consultados, podemos verificar através da Tabela II que, muitos autores não descrevem o método utilizado e que, quando fazem, surge uma grande variação entre os mesmos.

Tabela II apresenta Autores e os tipos de métodos utilizados para inserção da pré-trinca. A opção **usinagem** se refere ao tipo de amostras somente entalhadas. Aqui, podemos verificar que, dos 17 artigos consultados, 7, ou seja, 41,%, não descrevem o método utilizado para inserção da pré-trinca. Já os autores restantes 59%, utilizaram métodos distintos, como segue: 23,5% utilizaram o método de inserção por pressão, 11,% utilizaram o método de inserção por batidinhas e 18% utilizaram amostras somente usinadas.

Método de inserção→	Pressão	Batidinhas	Usinagem	Fadiga	Não descrito
Autores↓					
Erdogan, e Sih [18]		X			
Seweryn [21]			X		
He, Cao e Evans [22]	X				
Williams [80]	X				
Ueda, Y [81]			X		
Theocaris [82]					X
Finie [83]					X
Ewing [84]	X				
Maccagno [85]	X				
Maiti [86]					X
Buchholz et. Al [87]					X
Mahajan [88]		X			
Banks [89]				X	
Li, e Hao [91]					X
Dunn [92]			X		
Rittel [93]					X
Chell [94]					X

Diferentes métodos de inserção de pré-trinca resultam em diferentes características geométricas da raiz da mesma, da mesma forma diferentes ferramentas de entalhamento alteram a geometria deste, potencialmente alterando o estado de tensão do corpo de prova. Adicionalmente temos que os diferentes métodos de inserção de pré-trincas produzem diferentes níveis de dano na matriz próxima a raiz da pré-trinca. Este efeito é conhecido na literatura, Kinloch et. al. [10] por exemplo, afirma que, quando se mede K usando o método de flexão por três pontos, o valor de K_{IC} medido é dependente do ângulo da ponta da pré-trinca, ou seja, quando maior o raio da ponta da pré-trinca, maior será o K_{IC} medido. Tendo em vista essas considerações é surpreendente o número de artigos da literatura que não mencionam claramente os métodos usados para inserção da pré-trinca (vide tabela II) ou mesmo a geometria adotada para o entalhe, como exemplos têm-se: Theocaris, P. S. [82]; Finie, I.; Saith A. [83]; Maiti, S. K.; Smith, R.A. [86]; Buchholz, F. G., et al. [87]; Li, H.; Hao S. [91]; Rittel, D. [93] e Chell, G. C. [94].

2.8 Fotomecânica

Fotomecânica, conforme Asundi [95], é um conjunto de técnicas experimentais que usam luz para resolver problemas em mecânica. Estas técnicas já existem há considerável tempo. O desenvolvimento de técnicas de análise numérica, como a Técnica de Elementos Finitos tornaram-se alternativas na análise de processos mecânicos. A principal restrição no uso da fotomecânica é a dificuldade de interpretação dos dados, e um conjunto de pós-processos para análise. O padrão de franja (“fringe pattern”), ou seja, o produto final do método óptico fornece uma visualização de campo inteiro da deformação e da tensão, mas estas não são mostradas de forma acabada ao engenheiro. Existe a necessidade de se processar este padrão de franja e posteriormente mostrar de forma quantitativa, ou seja, de uma maneira mais adequada, para resolução de problemas. Métodos experimentais e numéricos têm sido propostos na tentativa de se delinear as informações dos padrões de franja. Nos últimos vinte anos, várias tentativas foram feitas com o objetivo de se automatizar esta técnica via software. O único problema é que os softwares são muito específicos de acordo com o padrão de imagens de cada laboratório. E estes nem sempre podem ser adaptados ou modificados de acordo com as imagens que são obtidas nos experimentos. Dessa forma existe o ônus de sempre existir a necessidade de se desenvolver um novo software, o que consome tempo e diminui a original intenção de uso do teste em uma aplicação particular [95].

2.8.1 Fotoelasticidade

A fotoelasticidade é uma das técnicas ópticas mais antigas usadas para análise de tensões e deformações e são particularmente úteis no estudo de componentes com formas complicadas, distribuição complexa de carga ou ambas. Para estes casos, métodos analíticos tornam-se inviáveis ou impossíveis de serem aplicados, dessa forma, a técnica experimental de fotoelasticidade se torna uma solução realística. A técnica foi descoberta a muito tempo por David Brewster (1912), e tem sido utilizada na Engenharia desde então. Este pesquisador observou o efeito fotoelástico quando realizou pesquisas sobre propriedades ópticas de alguns materiais sólidos e amorfos. Ele observou que sólidos com características isotrópicas, quando submetidos a tensões ou deformações (esforços), transformavam-se em sólidos anisotrópicos, e que o grau de anisotropia era proporcional à deformação no material. A este fenômeno foram dados os seguintes nomes: fotoelasticidade (já citado), birrefringência por tensão ou birrefringência mecânica. A birrefringência ou birrefração é o fenômeno óptico de dupla refração causada por uma anisotropia do índice de refração. A passagem da luz polarizada através de uma amostra fabricada de um material fotoelástico (ex.: PMMA) e sob tensão irá produzir franjas de interferência luminosas escuras³³ ou coloridas, formar desenhos que uma vez analisados e medidos, irão determinar as deformações e tensões do material, com as quais apresenta relações matemáticas precisas. Este método de fotoelasticidade permite análises qualitativas e quantitativas e podem ser qualificadas como de transmissão, plana ou tridimensional, ou de reflexão (itens 2.7.1.7, 2.7.1.8 e 2.7.1.9). Este tipo de análise também é muito utilizada em estruturas onde a necessidade de se analisar as tensões e/ou deformações em uma grande área, uma vez que é uma técnica óptica que fornece uma imagem geral das distribuições das tensões, ao invés de informações ponto a ponto. Desta forma esta, pode ser usada na localização de áreas com altos níveis de tensões, para determinar as tensões máximas em pontos nas superfícies e também no interior das mesmas, bem como identificar áreas com baixas tensões [95 - 98].

Uma explicação para o fenômeno de fotoelasticidade pode ser feita através de um modelo mecânico esquematizado por uma rede de átomos ligados entre si através de uma nuvem de elétrons. Esta nuvem pode ser representada por “molas” com diferentes constantes de rigidez. Uma perturbação eletromagnética, como por exemplo, uma luz polarizada incidindo sobre esta nuvem de elétrons, viajaria com diferentes velocidades dependendo de sua orientação através

³³ Para a formação de franjas escuras é necessário que se utilize luz de uma só cor [96].

da nuvem de elétrons. Esta orientação diferente seria responsável pelo aparecimento de um conjunto de cores que representam as tensões ou deformações no modelo mecânico [98].

2.8.1.1 Franjas de interferência

As franjas de interferência dividem-se em duas classes, a primeira chamada de isoclínicas ou isóclinas que representa a região onde na qual todas as tensões principais têm a mesma direção e a segunda chamada de isocromáticas que representa a região na qual é possível obter o ângulo entre as tensões principais (θ). Dessa forma, é possível determinar as direções e a intensidade das tensões nas amostras.

As franjas isoclínicas ocorrem sempre que qualquer direção da tensão principal coincide com o eixo de polarização do polarizador. Estas, portanto, fornecem informações sobre as direções das tensões principais em um modelo (amostra). Quando combinado com os valores das tensões principais a partir do padrão de tensão fotoelétrico³⁴. As franjas isocromáticas são linhas da diferença das tensões principais. Se a fonte de luz é monocromática então apareceram franjas claras e escuras, se a luz incidida for branca aparecerá franja colorida [98].

2.8.1.2 Análise fotoelástica

A análise fotoelástica é realizada a partir da ordem de franjas (N), sendo diretamente proporcional à diferença entre as tensões principais. Esta diferença está relacionada com a birrefringência e, conseqüentemente, com a cor da franja. A sequência para identificação das franjas segue a ordem de cores da Figura 21 [98].

³⁴ A emissão de elétrons provocada por ação da luz (ou radiação eletromagnética em geral) é chamada de efeito fotoelétrico [99].

Figura 21– Definição da ordem de franjas [98].

O número das ordens de franjas visíveis aumenta de acordo com a intensidade do carregamento, a Figura 22, mostra a ordem de franja para diferentes carregamentos.

Figura 22 – Ordem de franja para diferentes níveis de carregamento. Onde P (carga aplicada), ΔN (variação da ordem de franja) e ΔP (variação da ordem de carga) [98].

A utilização do gráfico tem a finalidade de diminuir o erro das leituras de ordem de franja, em função de possíveis tensões residuais que a placa fotoelástica possa possuir.

Para obter o valor da ordem de franja (N) de uma forma mais precisa segue a seguinte expressão:

$$N = \frac{\Delta N}{\Delta P} P \quad (29)$$

Onde:

ΔN = variação da ordem de franja;

ΔP = variação da ordem de carga;

P = carga aplicada.

2.8.1.3 Luz polarizada

A luz polarizada é produzida por um equipamento chamado polarioscópio (vide Figura 23 (a) e (b)). A interação da luz polarizada com os modelos de tensão produz padrões característicos de cores, conhecidos como padrões de tensões ou franjas (vide Figura 24 (a) e (b)), que são as informações fornecidas para analisar a tensão no componente) [98].

Figura 23 (a)- Polarioscópio e 23 (b) – Fonte de luz polarizadora [98].

Figura 24 (a): componente (Gancho) e (b): corpo de prova (Fotoelasticidade) – Exemplos de franjas produzidas pela luz polarizada [98], (b) – material (PMMA), carga aplicada 14 Kgf/cm² (137,2 N/cm²).

2.8.1.4 Fotoelasticidade de transmissão plana

Pode ser aplicada em qualquer estado de tensão, porém pode ser mais facilmente utilizada no estudo do estado plano de tensões, que requer a confecção de modelos planos, feitos de materiais transparentes, homogêneos, isotrópicos, possuindo certas propriedades óticas. A propriedade ótica fundamental é que os materiais possuam dupla refração temporária ou anisotropia ótica, quando submetidos a estados de tensões/deformações [100].

2.8.1.5 Fotoelasticidade tridimensional

A partir da década de 40, a fotoelasticidade começou a ser aplicada em problemas tridimensionais. Vários polímeros, quando carregados sob altas temperaturas e em seguida

resfriado, retém a configuração das franjas como se ainda estivessem em regime elástico. Este processo é denominado de congelamento de tensões/deformações [101].

2.8.1.6 Fotoelasticidade por reflexão

Este método representa uma extensão dos procedimentos da fotoelasticidade de transmissão aplicada na determinação das deformidades em superfícies opacas, planas e tridimensionais. Pode ser utilizada em problemas envolvendo deformação elástica ou plástica, assim como em problemas envolvendo materiais anisotrópicos (Araújo, 2006) [100]. Consiste em colar na superfície da peça ou estrutura a ser analisada uma placa fina de material fotoelástico, usando uma cola apropriada capaz de produzir uma superfície reflexiva na interface – espécime/camada. No caso de superfícies curvas ou irregulares, os materiais para a fotoelasticidade de reflexão podem ser moldados sobre essas superfícies - antes de sua cura ou polimerização seja completa - e posteriormente colados. Quando o protótipo é carregado, as deformações na sua superfície são transmitidas para o material, produzindo os mesmos efeitos óticos mencionados. Estes parâmetros óticos que são relacionados com a diferença das deformações principais na camada fotoelástica podem ser observados em um equipamento denominado de polarioscópio por reflexão, (Araújo, 2006) [100] citado por Martins [102].

2.8.2 Cálculo das tensões e deformações principais

Através da teoria de fotoelasticidade podemos obter a diferença entre as deformações principais ou tensões principais, como segue, equação (30):

$$\varepsilon_1 - \varepsilon_2 = N \frac{\mu}{2.t_c.K} \quad (30)$$

onde:

ε_1 e ε_2 = deformações principais;

μ = comprimento de luz usado no polarioscópio $22,7 \times 10^{-6}$ polegadas (576,58 nm).

t_c = espessura da placa fotoelástica;

k = fator de sensibilidade da placa fotoelástica.

Continuando pela teoria da Resistência dos Materiais e usando o Círculo de Mohr (vide Figura 25), temos:

Figura 25 – Círculo de Mohr usado no cálculo das tensões principais [98].

A máxima deformação de cisalhamento ($\gamma_{máx.}$) é a diferença entre as deformações principais - equação (31)

$$\frac{\gamma_{máx}}{2} = \frac{\epsilon_1 - \epsilon_2}{2} \quad (31)$$

Substituindo a equação (30) pela (31) a deformação máxima de cisalhamento é dada por:

$$\gamma_{máx} = \epsilon_1 - \epsilon_2 = N \cdot \frac{\mu}{2 \cdot t_c \cdot k} \quad (32)$$

Então a tensão de cisalhamento é obtida pela Lei de Hooke:

$$\tau_{máx} = G \cdot \gamma_{máx} \quad (33)$$

Onde:

G = é o modulo de rigidez;

Apartir das equações (30) e (33) podemos calcular a deformação e tensão máxima de cisalhamento observadas na fotoelasticidade [98]. No apêndice A, existe uma descrição da

seqüência de um ensaio de fotoelasticidade onde o leitor pode obter maiores detalhes sobre este assunto.

2.8.3 Modelo de Polaroscópios (Disposição dos Elementos Óticos)

2.8.3.1 Polaroscópio Circular

O polaroscópio circular emprega a luz circularmente polarizada. O equipamento dispõe então, de **quatro elementos óticos** e uma fonte de luz, como ilustra a Figura 26. O primeiro elemento a partir da fonte de luz é o **polarizador**. Ele converte a luz comum em luz plana polarizada. O segundo elemento é **uma placa de quarto de onda** posicionada em ângulo $\alpha = \pi/4$ em relação ao eixo de polarização. Esta placa de quarto de onda converte a luz plana polarizada em luz circularmente polarizada. O terceiro elemento, a **segunda placa de quarto de onda**, é posicionada com o seu eixo rápido paralelo ao eixo lento da primeira. O motivo da presença deste elemento é converter a luz circularmente polarizada em plana polarizada novamente, vibrando no plano vertical. O último elemento é o analisador, como seu eixo de polarização posicionado na horizontal, com o objetivo de extinguir a luz. Esta série de elementos óticos constitui a disposição padrão de um polaroscópio circular (Smith Neto et al., 2000) [101].

Figura 26 - Polaroscópio circular utilizado para análise de tensões [103].

2.8.3.2 Polaroscópio Plano

O polaroscópio plano é o mais simples dos sistemas óticos usados em fotoelasticidade; consiste em dois linearizadores (lineares) e uma fonte de luz disposta como ilustrado na Figura 27.

Figura 27 - Disposição dos elementos óticos num polaroscópio plano [103].

O linearizador mais próximo da fonte de luz é denominado **polarizador** e o mais afastado **analizador**. Neste tipo de polaroscópio, se os eixos de polarização são cruzados, nenhuma luz é transmitida através do analisador e esta montagem produz o chamado campo escuro. Em operação, um modelo fotoelástico é posicionado entre os dois elementos e observado através do analisador [101].

3 OBJETIVO DO PRESENTE TRABALHO

Este trabalho defende a tese de que diferentes métodos de introdução de pré-trincas introduzem diferentes níveis de dano por deformação plástica na região de sua ponta, o que afeta o estado de tensão no corpo de prova e afeta portanto o resultado do ensaio. Esta tese será testada pela execução de ensaios de tenacidade à fratura em deformação plana com dois métodos diferentes de introdução de pré-trincas e o estado de tensão será analisado pela técnica de fotoelasticidade plana por transmissão usando polaroscópio.

4 MATERIAL E MÉTODOS

Neste trabalho, foram produzidos defeitos de engenharia (pré-trincas) que podem existir em polímeros tais como PMMA. Utilizou-se o mesmo tipo de ferramenta para introdução da pré-trinca (estilete, o qual foi fixado na ponta do dispositivo) mudando-se apenas o método de inserção, os quais são: (1) inserção da pré-trinca através de “batidinhas” e (2) inserção da pré-trinca através de velocidade controlada (pressão), com intuito de se obter diferentes ângulos na ponta da pré-trinca, para produção dos entalhes se usou dois tipos de ferramentas cortantes: disco e serra. Posteriormente analisou-se as conseqüentes diferenças nos valores resultantes de K_{IC} (fator de intensificação de tensão crítico) (seguido da Norma ABNT D5045 – 99 [24]) para o PMMA. As pré-trincas foram inseridas no centro do entalhe, onde se utilizou amostra do tipo corpo de prova entalhado para flexão (SENB). Também utilizou-se a técnica de fotoelasticidade para investigar de forma independente o efeito da pré-trinca sobre o campo de tensão desenvolvido no corpo de prova.

4.1 Material (PMMA, Acrílico)

PMMA, resina para propósitos gerais, (resina de copolímero acrílico, Acrigel) fornecida pela empresa Resarbras da Bahia S.A. (RESARBRAS ACRÍLICOS), densidade 1180 Kg m^{-3} , resistência à fratura, $\sigma_f = 69 \text{ MPa}$, melt-flow index, MFI (10 min) = 2,5 g, temperatura de transição vítrea estimada, $T_g > 100^\circ \text{ C}$ [55].

4.2 Procedimento para obtenção das placas de PMMA por compressão

O material foi mantido por um período de 24 horas à temperatura de 80° C para secagem, em uma estufa marca Heraues, modelo VT 6025 (Vacuum Drying Oven), uma vez que é um material higroscópico. Após este período obtiveram-se as placas de PMMA por prensagem de acordo com a norma ASTM D4703-03 [104]. Detalhes do procedimento estão descritos na seção 5.1 (Resultados e discussão).

4.3 Procedimento para obtenção das amostras de flexão de três pontos (SENB)

Utilizou-se uma serra de fita de bancada para corte das placas durante a fabricação das amostras, posteriormente usou-se uma lixadeira convencional vide Figura 28 para retirada do excesso de material. Maiores detalhes do procedimento podem ser obtidos na seção 5.2 (Resultados e discussão).

Figura 28 - Processo de lixamento de uma amostra de PMMA. A Figura mostra uma amostra para o ensaio de fotoelasticidade. As amostras de SENB foram lixadas da mesma maneira.

4.3.1 Amostras de flexão de três pontos para o ensaio de tenacidade a fratura (K_{IC})

Utilizaram-se amostras entalhadas em uma única borda para ensaios de tenacidade a fratura em três pontos (SENB). As amostras foram obtidas através da usinagem manual (lixamento) de placas obtidas por compressão e entalhadas por ferramentas cortantes: serra e disco. As pré-trincas foram obtidas pelo método com velocidade controlada e batidinhas.

Figura 29 mostra esquematicamente as dimensões da amostra. E Figura 30 mostra a amostra para teste de flexão em três pontos pronta. Estando as dimensões atuais na tabela III.

Figura 29 - Esquemática representação das dimensões da amostras de PMMA entalhadas. Usada no teste de flexão de três pontos.

Figura 30 - Amostra de flexão de três pontos (SENB). Material PMMA.

Tabela III - dimensões das amostras de flexão de três pontos (SENB). Nas dimensões utilizadas a amostra fraturou em estado de tensão plana³⁵.

Material	B(mm)	W(mm)	L(mm)	b(mm)	c(mm)
PMMA	6,5	13	60	4	1,3

³⁵ No estado de tensão plana, uma das tensões principais é nula, e dessa forma, o valor de K obtido é válido, o que é caracterizado para placas finas [10].

4.3.2 Tipo de entalhe utilizado nas amostras de flexão de três pontos

Devemos ressaltar que a principal finalidade do entalhe é, direcionar a posição de penetração do estilete durante a inserção da pré-trinca. Produziram-se entalhes com profundidade de 4mm = b e largura de 1,3 mm = c, sendo a ponta do entalhe igual a 45°. O que pode ser visto na Figura 31. O processo para fabricação dos entalhes será descrito no item 5.3 (Resultados e discussão).

Figura 31 - Esquema do entalhe produzidos na amostra de flexão.

Para fabricação dos entalhes utilizou-se um disco vide Figura 32, sendo a velocidade de corte 3600 rpm.

Figura 32 - Disco cortante utilizado para inserção de entalhes nas amostras. Medida do disco 100 x 1 (mm), número de dentes 100 e ângulo de afiação dos dentes 45°. Material aço ferramenta.

Obs.: Utilizou-se uma fresa para usinagem manual, onde foram fixados a amostra a ser entalhada e o disco cortante.

4.3.3 Pré-trincamento

Foram investigados dois métodos para introdução de pré-trincas: de forma controlada (pressão) e através de batidinhas. Na inserção pelo método de forma controlada utilizou-se o dispositivo (Figura 33) para fixação do estilete, estando o mesmo acoplado em uma máquina de compressão o que permitiu uma melhor reprodutibilidade dos resultados. Já para inserção através do método de “batidinhas” pode-se inserir as batidinhas diretamente no estilete (Figura 34). Ambos os métodos adotados para inserção das pré-trincas estão detalhados no item 5.4 (Resultados e discussão).

Figura 33 - Método inserção da pré-trinca de forma controlada através do dispositivo na amostra de flexão de três pontos, material PMMA.

Figura 34 - Inserção da pré-trinca na amostra de PMMA através do método de “batidinhas”. Amostra projetada para ensaio de foto-elasticidade, sendo mostrada aqui para melhor visualização do método de inserção.

4.4 Ensaio de tenacidade à fratura (K_{IC}) das amostras de flexão em três pontos (SENB)

Os ensaios de tenacidade à fratura foram conduzidos em uma Máquina Universal de ensaios Kratos, modelo K 2.000MP, com a aquisição e análise de dados feita com o software: Tracomp-W95 (TRCV 48), usando uma célula de carga de 2000 Kgf (19600 N). Onde se usou a configuração para ensaio de flexão em três pontos sobre amostras pré-trincadas, vide Figura 35. A distância entre os pontos de apoio inferiores (S) para fixação das amostras foi de 52 mm (a qual esta de acordo com a norma, ou seja, $S = 4W$). A velocidade de ensaio adotada foi de 10mm min^{-1} . O procedimento dos testes e análises dos resultados seguiram o protocolo de teste da ASTM [24], exceto para o método de introdução de pré-trincas. Foram testadas seis amostras em cada condição de inserção de pré-trincas e de entalhe. A temperatura de teste foi de $25 \pm 2^\circ\text{C}$, controlada por um termômetro convencional.

Figura 35 - Ensaio de tenacidade à fratura, usando amostra de flexão de três pontos (SENB). A distância entre os pontos de apoio inferiores para fixação das amostras foi de 52 mm a velocidade de ensaio foi de 10mm min^{-1} e a temperatura de teste foi de $25 \pm 2^\circ\text{C}$.

4.4.1 Medição do comprimento das pré-trincas das amostras utilizadas nos ensaios de tenacidade a fratura (K_{IC})

O comprimento da pré-trinca foi determinado “*post-mortem*”, onde se utilizou a média entre três posições da superfície de fratura (medida no centro e nas laterais) de acordo com a norma [24]. Para medição da superfície fraturada fez se uso do microscópio óptico viajante, Figura 36, sendo a distância entre a superfície da amostra e da lente do microscópio 60mm.

Figura 36 - Microscópio ótico viajante do tipo Gaertner Scientific, número de serie 4202-P, localizado no Laboratório de Caracterização Microestrutural do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica.

4.4.2 Avaliação das medidas do corpo de prova

De acordo com a norma [24], o corpo de prova a ser utilizado nos ensaios de tenacidade a fratura devem estar dentro dos seguintes critérios, como pode ser visto na Figura 37.

Figura 37 - Configuração do corpo de prova de flexão de três pontos (SENB) para o ensaio de tenacidade a fratura K_{IC} de materiais poliméricos [24].

$W = 2B$, altura da amostra;

$a/W = 0,45 < a/W < 0,55$, sendo a = comprimento da pré-trinca;
 $4,4 W$ = comprimento da amostra.

4.5 Ensaio fotoelástico

Utilizou-se um polaroscópio plano para visualização das tensões residuais nas amostras entalhadas e pré-trincadas pelo método de velocidade controlada e pelo método de batidinhas e também para amostras somente entalhadas por disco cortante ou serra. O modelo de polaroscópio utilizado é o mostrado na Figura 38 (a) e (b). As cargas aplicadas para obtenção das tensões foi de 2,5 Kgf/cm² (24,5 N/cm², 2450 MPa), 5 Kgf/cm² (49 N/cm², 4900 MPa), 7,5 Kgf/cm² (73,5 N/cm², 7350 MPa), 10 Kgf/cm² (98 N/cm², 9800 MPa), 12,5 Kgf/cm² (122,5 N/cm², 12250 MPa) até a carga final 14,0 Kgf/cm² (137,2 N/cm², 13720 MPa). Para aplicação das cargas utilizou-se uma prensa manual (vide Figura 39 (a), alojada entre a primeira lente (polarizador) e a segunda lente (analisador), sendo que a mesma pode aplicar cargas até o máximo de 14,0 Kgf/cm² (137,2 N/cm², 13720 MPa), como pode ser visto na Figura 39 (b). Para aquisição das fotos utilizou-se uma máquina fotográfica do tipo Nikon Coolpix 4500, 4.0 MegaPixels e zoom de 4x.

(a)

(b)

Figura 38 - Modelo do polarioscópio plano utilizado para análise de tensões no material fotoelástico (PMMA). (a) vista frontal, (b) vista lateral. Onde temos: fonte de luz, polarizador e analisador.

Figura 39 - (a) prensa utilizada para aplicação de cargas nas amostras fotoelásticas, e (b) relógio medidor das cargas.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Obtenção das placas moldadas por compressão

A obtenção de placas de PMMA moldadas por compressão, como requerido pela norma, não é trivial. A produção de uma placa espessa, como a requerida neste trabalho, e isenta de defeitos internos e superficiais levou a investigação de procedimentos necessários, que são, portanto resultados deste trabalho. Segue abaixo no protocolo (A) a sequência técnica para obtenção da placa.

Protocolo A

1°_ Colocar 600g (233g para placas finas) de material por um período de 20 min no molde de medida 180 x 180 x 14mm (160 x 160 x 6³⁶mm para placas finas³⁷) da prensa (Prensa Hidráulica) a temperatura de 190°C para um pré-aquecimento;

2°_ Após o período de pré-aquecimento (parágrafo 1°). O material foi prensado por 10 min a uma carga de aproximadamente 1960 N (200Kgf);

3°_ Colocar o restante de material, ou seja, duzentos gramas (78g para placas finas). E deixar no pré-aquecimento por 10 min;

4°_ Após o período de pré-aquecimento (parágrafo 3°). Prensar o material por 10 min a uma carga de aproximadamente 200Kgf (1960 N);

5°_ Se houver uma quantidade excessiva de material “derramado” para fora do molde (devido à prensagem), remover o excesso e colocar de volta no molde;

6°_ Deixar pré-aquecer por 10 min;

7°_ Após o período de pré-aquecimento (parágrafo 6°). Prensar o material por um período de 30 min á uma carga de aproximadamente 200Kgf (1960 N);

8°_ Deixar a placa resfriar na própria prensa a uma carga de aproximadamente 200Kgf (1960 N); por um período de 14h; até a temperatura ambiente.

9°_ Retirar a placa.

Obs.: Parágrafo 1° ao 7° usar temperatura da prensa em 190°C.

Obs.: As placas devem estar livres de defeitos internos como :poros e trincas.

³⁶ Utilizaram-se dois moldes do tipo “estrutura de quadro”, cada um com uma espessura de 3,3mm, os quais foram colocados um sobre o outro, para produção de placas com espessura de 6,6mm (placas finas).

³⁷ Para produção das amostras utilizadas no ensaio de flexão de três pontos, foram utilizados dois moldes um espesso e um fino.

5.2 Procedimento para fabricação das amostras de flexão de três pontos (SENB) (sem entalhe).

Existem vários tipos de equipamentos que podem ser utilizados para fabricação (usinagem) das amostras de flexão de três pontos. O procedimento pode variar muito de laboratório para laboratório, assim, o procedimento adotado aqui, será descrito como resultado de fabricação das amostras de flexão de três pontos. No protocolo B temos os detalhes deste procedimento.

Protocolo (B)

1°_ Traçar as medidas: comprimento ($L = 60 + 1\text{mm}$) e altura ($W = 13 + 1\text{mm}$) do corpo de prova na placa. Deixar 1mm a mais a cada medida para dar acabamento (ver item 3°);

2°_ Cortar guiando-se pela traçagem;

3°_ Lixar³⁸ o excesso de material com uma lixa nº 100. Dar acabamento gradativo com lixas números 180, 220, 320, 400, 600 e finalmente com lixa nº 1000. Usando este procedimento se elimina os riscos da amostra com maior facilidade. Deve-se lixar as amostras sobre uma superfície plana, para que o processo de lixamento seja uniforme em toda amostra.

5.3 Procedimento para entalhamento nas amostras de flexão de três pontos

Como já citado em Materiais e Métodos, utilizou-se um disco para produção dos entalhes. Estando o processo de fabricação dos entalhes descrito no protocolo C.

Protocolo C

1°_ Primeiro deve-se traçar uma linha guia de comprimento b (4 mm), da borda em direção ao centro da amostra, vide Figura 40;

2°_ Usar a linha obtida no parágrafo 1° de guia para fazer o entalhe com a largura do disco (1,0mm e após usinagem 1,3mm) e profundidade de 4mm;

3°_ Penetrar o disco com uma velocidade “lenta”³⁹ até o mesmo atingir o comprimento ideal (4mm), após, deve-se correr o disco no sentido longitudinal para frente e para trás para que o entalhe fique reto, e não arredondado como a geometria do disco.

4°_ Se houver rebarba no entalhe tirar com lixa nº 1000.

³⁸ A lixa deve ser fixada sobre uma superfície plana, e a amostra correr sobre ela, para que se obtenha uma superfície plana na amostra.

³⁹ Este procedimento é feito manualmente, girando-se a manivela da máquina e depende da habilidade do operador.

Obs.: O disco trabalhou a uma velocidade de 3600 rpm e produziu entalhes com profundidade de 4mm = b e largura de 1,3 mm = c, sendo a ponta do entalhe igual a 45°. O que pode ser visto na Figura 41.

Figura 40 - Amostra a ser entalhada, onde pode ser visto a linha guia traçada sobre a tinta de traçagem, localizada em uma das bordas. Material PMMA.

Figura 41 - Raiz do entalhe produzido na amostra de flexão de três pontos através do disco cortante, b = 4 mm; c = 1,3 mm e $\alpha = 45^\circ$. Obtida através do MEV. Material PMMA.

5.4 Pré-trincamento

Em função dos processos de inserção de pré-trinca apresentarem características próprias, as quais estão de acordo com a técnica utilizada pelo autor, estas, podem ser vistas como resultados por apresentarem características particulares. No protocolo D e E, podemos verificar o tipo de técnica utilizada.

Protocolo D - Método para inserção da pré-trinca de forma controlada através do dispositivo

- 1° Fixar o estilete no dispositivo;
- 2° Fixar o dispositivo na máquina (Kratos) e descer o conjunto (dispositivo e estilete) a uma distância de 3mm entre a ponta do estilete e a base inferior de fixação da máquina (morsa). Respeitando-se este procedimento a base inferior de fixação prenderá no mínimo 6mm da amostra (amostra SENB), o que dificulta o “colapso”⁴⁰ da pré-trinca, Figuras 42 e 43 (a) e (b);
- 3° Encostar o final do entalhe na ponta do estilete, (subindo a amostra) e fixar a mesma na base da máquina;
- 4° Zerar o valor deformação na máquina Kratos;
- 5° Programar a velocidade de descida do travessão da máquina para $0,03\text{mm min}^{-1}$, deformação máxima 2 mm e carga máxima 150 kgf (1470 N)
- 6° Iniciar o ensaio;
- 7° Quando a pré-trinca atingir o comprimento ideal (2mm), parar o ensaio e retirar a mesma.

Obs.: Em função do PMMA ser um material altamente frágil, pode ocorrer de a pré-trinca “colapsar” (como já citado) no instante de sua inserção e a amostra romper, perdendo-se a amostra, fato que ocorre em 40% das amostras.

Figura 42 (a) e (b) - Amostra de PMMA na qual a trinca “colapsou”, durante a inserção da pré-trinca. O método de inserção utilizado foi o de forma controlada. Velocidade de inserção $0,03\text{mm min}^{-1}$. Amostra projetada para ensaio de foto-elasticidade, sendo mostrada aqui para melhor visualização da pré-trinca com “colapso”.

⁴⁰ Colapso se refere à propagação da trinca e rompimento da amostra durante a inserção da trinca.

Figura 43 (a) e (b) - Amostra de PMMA na qual a trinca “colapsou”, durante a inserção da pré-trinca. O método de inserção utilizado foi o de forma controlada. Velocidade de inserção $0,03\text{mm min}^{-1}$. Amostra projetada para ensaio de tenacidade a fratura (amostra do tipo de flexão de três pontos (SENB)).

Protocolo E - Método para inserção da pré-trinca pelo método de batidinhas

O processo se inicia com “batidinhas” sobre o estilete, até a nucleação da pré-trinca, após, continua-se às batidinhas cuidadosamente, até a mesma atingir o comprimento ideal. Este procedimento está detalhada abaixo:

- 1° Fixar a amostra em uma mesa “rígida”, para que a carga das “batidinhas” seja toda transferida para o entalhe;
- 2° Encostar a ponta do estilete no final do entalhe;
- 3° Iniciar o processo de inserção da pré-trinca, ou seja, as “batidinhas”, vide Figura 44.

4º Quando a pré-trinca atingir o comprimento ideal (2mm), parar o ensaio (“batidinhas”).

Figura 44 - Inserção da pré-trinca com o conjunto estilete-dispositivo através do método de batidinhas, material utilizado polietileno de média densidade MDPE [29].

Obs.: Em função do PMMA ser um material altamente frágil, pode ocorrer de a pré-trinca “colapsar” no instante de sua inserção e a amostra romper, perdendo-se a mesma. Sendo que pelo método de batidinhas este fenômeno é muito mais difícil de ocorrer.

Obs.: A norma [24] (pagina 3 item 7.4.1.3) diz que, se durante a introdução da pré-trinca pelo método de **batidinhas** a amostra colapsar (em função de ser um material frágil), pode-se movimentar a lamina como uma serra. Ação que não é possível quando se usa amostra de acrílico e se introduz a pré-trinca com um estilete, em função de o estilete não penetrar na amostra durante o deslizamento, não sendo possível à introdução a pré-trinca.

5.5 Amostras utilizadas para análise de fotoelasticidade

Para realização dos ensaios de fotoelasticidade foram projetadas amostras (vide Figura 45) com geometria diferente das amostras utilizadas nos ensaios de tenacidade a fratura, dado que, as amostras usadas nos ensaios rompem a uma carga muito baixa prejudicando a formação das frangas. O procedimento para produção dos entalhes e das pré-trincas das amostras

utilizadas no ensaio de fotoelasticidade é o mesmo utilizado para as amostras fabricadas para os ensaios de tenacidade a fratura.

Figura 45 - Amostra de PMMA projetada para ensaio de fotoelasticidade. Medidas da amostra 54 x 14 x 41mm, medida do entalhe 18,5 x 1,3mm.

5.6 Aspecto da superfície fraturada e danos na matriz polimérica após pré-trincamento

Inversamente a outros materiais (nos quais as trincas tornam-se observáveis a aproximadamente 1/3 a 1/2 da carga de fratura), as trincas no PMMA são visíveis até na ausência de cargas [105], o que pode ser visto na Figura 46. Dessa forma as trincas podem ser inseridas com controle do comprimento da mesma.

Entalhe

Figura 46 - Amostra contendo uma pré-trinca natural introduzida no entalhe da amostra, produzida pelo método de “batidinhas” [29].

Figura 47 mostra o traço de uma pré-trinca na superfície de uma amostra de PMMA produzida através do método de **pressão**⁴¹. Analisando-se as fotos, pode se verificar que à frente da pré-trinca, ou seja, a um comprimento superior a 1,57mm (foto 47 (b)), não se evidencia nenhum dano na matriz polimérica. Assim, podemos supor que o tipo de método usado (pressão), não provoca danos na matriz à frente da pré-trinca, ao menos na resolução feita visualmente correspondente à Figura 48 que mostra o traço de uma pré-trinca na superfície de uma amostra de PMMA produzida pelo método de “**batidinhas**”. O comprimento da trinca medida no microscópio viajante é 2,11 mm (vide Figura 48 (a)). Na imagem em MEV na foto 48 (b) não é possível identificar o final da pré-trinca, sugerindo como no outro caso que não há dano, muito menos se existe dano após a mesma. A Figura 48 (c) [29] mostra outra amostra de PMMA com a pré-trinca inserida também por “batidinhas”, onde se pode visualizar que a pré-trinca propaga além da penetração do estilete⁴², mas que esta propagação adicional não é dano, e sim, a própria pré-trinca (parte natural), estando esta dentro da medida de “*a*” (comprimento da pré-trinca) usado no cálculo de K_{IC} .

⁴¹ **Obs.:** A norma [24] (pagina 4 e nota 2) descreve que, quando se usa o método por pressão (velocidade controlada) na introdução da pré-trinca em materiais dúcteis, pode-se induzir tensões residuais na ponta da trinca e que podem gerar um valor artificial e alto de K_{IC} . Fenômeno correto, mas devemos retratar que este fenômeno também pode ocorrer em materiais frágeis, como o PMMA. Fenômeno que será mostrado no item sobre fotoelasticidade.

⁴² Fenômeno que ocorre em materiais frágeis.

Figura 47 (a) - entalhe e pré-trinca de uma amostra de PMMA, pré-trinca produzida pelo método de **forma controlada** (pressão), comprimento da pré-trinca é 1,57 mm. Comprimento obtido através do microscópio viajante.

Figura 47(b) - Traço de uma pré-trinca na superfície da amostra de PMMA. Esta trinca foi produzida pelo método de **velocidade controlada** (pressão), comprimento final da trinca mostrada na imagem é de 1,57 mm, comprimento obtido através do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Imagem de elétrons secundários da amostra recoberta de ouro.

Figura 48(a) - Mostra entalhe e pré-trinca de uma amostra de PMMA, pré-trinca produzida pelo método de “**batidinhas**”, comprimento da pré-trinca é 2,11 mm. Comprimento obtido através do microscópio viajante.

Figura 48(b) - Traço de uma pré-trinca na amostra de PMMA. Esta trinca foi produzida pelo método de “**batidinhas**”, comprimento final da trinca mostrada na imagem é menor 2,11 mm, comprimento obtido através do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Imagem de elétrons secundários da amostra recoberta de ouro⁴³.

⁴³ É interessante ressaltar que, as amostras de PMMA não podem ser visualizadas em ampliação de imagem maior que 900x no MEV por período infinito, pois as mesmas derretem. A foto obtida com ampliação de 1200x foi tirada rapidamente e ainda assim apresentou pontos de derretimento. Quando as amostras tiverem impurezas estas devem ser limpas em um agitador, e que correm o risco de propagação da trinca.

Figura 48(c) - Traço de uma pré-trinca na amostra de PMMA. Esta trinca foi produzida pelo método de “**batidinhas**”. Foto obtido através do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Imagem de elétrons secundários da amostra recoberta de ouro [29].

Figuras 49 (a) e (b) mostram o traço de uma pré-trinca produzida por ambos os métodos de introdução de pré-trinca na superfície das amostras de MDPE para comparação [29]. Neste caso os dois métodos produzem diferentes morfologias de pré-trincas [29]. É evidente que se usando o método de inserção por velocidade controlada (pressão) introduz menos danos na matriz polimérica, o que esta em acordo com as conclusões de Lu *et al.* [28].

Figura 49 - Superfícies de pré-trincas em duas amostras de MDPE. (a) pré-trinca introduzida pelo método com velocidade controlada, (b) pré-trinca introduzida pelo método de batidinhas. Imagens de elétrons secundários, superfícies recobertas com ouro [29].

As Figuras 50 a 53 mostram superfícies de fratura obtidas de amostras de PMMA rompidas durante o ensaio de K_{IC} . As imagens são características de superfícies frágeis. Através das Figuras podemos verificar a formação de diferentes superfícies de fratura. Na amostra em que a pré-trinca foi inserida pelo método de **velocidade controlada** a superfície apresenta linhas “finas” e concêntricas (Figura 50), o que indica que a trinca nucleou próximo ao centro da pré-trinca. Na Figura 51, cuja pré-trinca foi obtida pelo mesmo método, a superfície também apresenta linhas concêntricas e “finas”⁴⁴, mas com a nucleação localizada no canto direito. Ambos diferem da superfície da amostra fraturada, onde a pré-trinca foi inserida por **batidinhas** (Figuras 52 e 53) onde podemos ver uma superfície que possui um aspecto rugoso com marcas aproximadamente perpendiculares à frente da pré-trinca que vão desde a pré-trinca até o final da amostra (melhor visualizado na Figura 53). Além disso, pode-se observar que onde se usou o método de inserção por velocidade controlada a superfície de fratura apresenta uma superfície mais “lisa” e no método por batidinhas a superfície fraturada é mais “rugosa”. Dessa forma, verificamos que os diferentes métodos usados na inserção das pré-trincas influem no modo de propagação da pré-trinca.

⁴⁴ Aqui denominamos “fina” a espessura da linha mostrada na amostra.

Figura 50 - Superfície de uma amostra de PMMA rompida no ensaio de K_{IC} , onde se observa linhas concêntricas, que se formaram durante a propagação da trinca. Pré-trinca introduzida pelo método com **velocidade controlada** a uma velocidade de $0,03\text{mm min}^{-1}$. Imagens de elétrons secundários, amostras recobertas de ouro. Região entalhada, região pré-trincada e superfície de propagação da pré-trinca.

Figura 51 - Superfície de uma amostra de PMMA rompida no ensaio de K_{IC} , onde se observa linhas concêntricas que se formaram durante a propagação da trinca. Pré-trinca introduzida pelo método com **velocidade controlada** a uma velocidade de $0,03\text{mm min}^{-1}$. Foto obtida em um microscópio óptico modelo binocular e marca Nikon com um aumento de 20x. Escala = 1 mm. Região entalhada, região pré-trincada e superfície de propagação da pré-trinca.

Figura 52 - Superfície de uma amostra de PMMA rompida no ensaio de K_{IC} , a qual apresenta uma superfície com linhas que iniciam-se na pré-trinca. Pré-trinca introduzida pelo método de **batidinhas**. Imagens de elétrons secundários, amostras recobertas de ouro. Região entalhada, região pré-trincada.

Figura 53 - Superfície de uma amostra de PMMA rompida no ensaio de K_{IC} , onde se observa linhas que se formaram durante a propagação da trinca. Pré-trinca introduzida pelo método de “batidinhas”. Foto obtida em um microscópio ótico modelo binocular e marca Nikon com um aumento de 20x. Escala = 1 mm. Região entalhada, região pré-trincada e superfície de propagação da pré-trinca.

5.7 Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura K_{IC}

Tabela IV mostra os resultados do teste de tenacidade à fratura K_{IC} para as amostras de PMMA com dois diferentes métodos de introdução de pré-trincas e com dois tipos diferentes de entalhes: produzido por serra e por disco cortante. A tabela também apresenta as dimensões de cada amostra (W, B), da pré-trinca (a), além do valor da carga de ruptura P_{max} e o valor do desvio padrão de cada conjunto de amostras com o mesmo método de inserção da pré-trinca e do entalhe. Adotando o valor de resistência a fratura do PMMA de 69 Mpa, a temperatura ambiente (25 °C), como um limite inferior para o limite de escoamento, dado extraído da literatura [53], é possível verificar através da fórmula $((k_Q / \sigma_f)^2 / \pi < w, B \text{ e } W-a)$ que todas as amostras estão

dentro do critério de deformação plana. Assim o resultado de tenacidade a fratura obtido representa o valor de K_{IC} . Através do teste estatístico de uma variável⁴⁵ [106] é possível verificar com 95% de confiança que, o método de introdução da pré-trinca afeta o valor de K_{IC} nas amostras de PMMA. Se analisando os resultados verificamos, que nas amostras onde a pré-trinca foi introduzida pelo método de velocidade controlada (pressão), o resultado do fator de tenacidade a fratura foi superior, ou seja, $0,62 \text{ MPa m}^{1/2}$ acima do valor obtido no outro método, o que sugere que por este método de introdução de pré-trinca (método de introdução por velocidade controlada) as amostras possuem uma maior resistência a fratura. Diferente dos resultados obtido por [5] para materiais dúcteis, onde o valor de K_{IC} obtido pelo método de velocidade controlada foi menor. Já as amostras de PMMA que foram somente entalhadas, os resultados mostraram que: as entalhadas através do disco cortante apresentaram um valor de tenacidade a fratura maior que as amostras entalhadas por serra ($0,10 \text{ MPa m}^{1/2}$ a mais). Também podemos verificar através da tabela IV que, os resultados de K_{IC} obtidos para os quatro conjuntos de amostras de PMMA, estão de acordo com os resultados encontrados na literatura [37], ou seja, de $0,7$ a $1,6 \text{ MPa m}^{1/2}$.

⁴⁵ Teste de uma média com desvio padrão (DP) conhecido.

Tabela IV – Resultados do ensaio de tenacidade a fratura do PMMA e do MDPE.

Amostras de PMMA, com a pré-trinca inserida pelo método de “batidinhas”.								
Amostra	W (mm)	B (mm)	a (mm)	$P_{\max}$ (N)	k_Q (MPa m ^{1/2})	$(k_Q / \sigma_f)^2 / \pi$ (mm)	K_{ic} (MP a m ^{1/2})	Desvio Padrão
1	13,0	6,7	5,82	104,0	1,24	0,103<	1,15	±0,11
2	13,1	6,6	5,68	99,0	1,20	0,096<		
3	13,1	6,5	5,53	85,0	0,93	0,063<		
4	12,9	6,2	6,0	91,14	1,23	0,101<		
5	13,0	6,5	6,0	91,14	1,16	0,089<		
6	12,9	6,2	6,1	82,32	1,13	0,084<		
Amostras de PMMA, com a pré-trinca inserida pelo método com velocidade controlada .								
1	13,2	6,5	4,42	194,2	1,63	0,177<	1,77	±0,17
2	13,0	6,5	4,92	195,2	1,97	0,259<		
3	13,1	6,4	4,17	198,0	1,72	0,197<		
4	12,8	6,4	6,1	115,64	1,56	0,162<		
5	12,8	6,3	6,1	137,2	1,89	0,238<		
6	13,0	6,2	6,2	132,3	1,85	0,229<		
Amostras de PMMA, apenas com entalhe produzido por usinagem com disco .								
1	13,0	6,50	4,0	148,96	1,24	0,103<	1,20	±0,14
2	13,0	6,40	4,0	147,00	1,25	0,104<		
3	13,0	6,40	4,0	141,12	1,20	0,096<		
4	13,0	6,40	4,0	153,86	1,31	0,115<		
5	12,6	6,30	4,0	142,10	1,27	0,108<		
* 6	12,9	5,80	4,0	99,60	0,91	0,055<		
Amostras de PMMA, apenas com entalhe produzido por usinagem com serra .								
* 1	12,8	5,80	4,2	106,82	1,06	0,075<	1,10	±0,09
* 2	12,9	5,80	4,1	112,70	1,08	0,078<		
* 3	12,9	5,50	4,0	127,40	1,28	0,109<		
* 4	12,8	5,60	4,3	99,96	1,04	0,072<		
* 5	13,0	5,60	4,3	110,74	1,13	0,086<		
* 6	13,0	5,80	4,2	105,84	1,05	0,073<		
* Indica que a amostra foi obtida da placa 2.								

5.8 Resultados dos ensaios de fotoelasticidade

As Figuras 54 a 59 mostram os resultados dos ensaios de fotoelasticidade para valores crescentes de carga aplicada. As Figuras comparam amostras contendo pré-trincas produzidas pelo método de “batidinhas” (a) e pela inserção controlada (b). Na mesma Figura estão apresentadas também amostras sem pré-trinca, mas com entalhes produzidos por diferentes métodos: com uma serra de fita (c) e com o disco cortante (d).

A análise destas imagens corrobora os resultados dos ensaios mecânicos. Apesar de qualitativa, a análise das franjas de interferência mostra claramente que o método de introdução de pré-trinca afeta o estado de tensão desenvolvido na região adjacente. Este resultado permanece inalterado para todas as cargas estudadas. A principal diferença se deve a um conjunto de franjas próximas à pré-trinca introduzida por inserção controlada, sugerindo uma forte concentração de tensões residuais, provavelmente as mesmas mencionadas por Lu et al. [28]. Neste sentido o método das batidinhas aparentemente produz pré-trincas isentas destas tensões, ou seja, mais próximas do seu estado natural.

Da mesma forma a análise das amostras sem pré-trinca também indica que o método de entalhamento afeta o estado de tensão do corpo de prova. É interessante notar que o entalhamento por serra de fita, apesar de mais grosseiro, resulta em um estado de tensão mais próximo do caso do corpo de prova pré-trincado pelo método de “batidinhas” em comparação com o entalhamento por disco. Uma possível explicação para este comportamento seria que este método é mais próximo de um processo de desgaste abrasivo da matriz, resultando em menos dano do material. Já o corte por disco chanfrado corresponderia antes a um processo de usinagem, levando a deformação plástica do material à frente da aresta de corte do dente da ferramenta.

É fato, entretanto, que as amostras pré-trincadas também tiveram seus entalhes produzidos pelo disco chanfrado e que não há evidências de que a zona de dano próxima à raiz do entalhe das Figuras 54d a 59d seja reproduzível. É possível que estas tensões sejam uma particularidade deste corpo de prova apenas.

54(a): método “batidinhas”

54(b): método pressão

54(c): entalhe produzido por serra

54(d): entalhe produzido por disco

Figura 54 – Resultados do ensaio de fotoelasticidade para uma carga de $2,5 \text{ Kgf/cm}^2$ ($0,245 \text{ MPa}$). Amostra com pré-trinca introduzida por “batidinhas” (a), pelo método de inserção controlada (b), sem pré-trinca com entalhe produzido por serra de fita (c) e sem pré-trinca com entalhe produzido pelo disco chanfrado (d).

55(a): método “batidinhas”

55(b): método pressão

55(c): entalhe produzido por serra

55(d): entalhe produzido por disco

Figura 55 – Resultados do ensaio de fotoelasticidade para uma carga de 5 Kgf/cm^2 ($0,49 \text{ MPa}$). Amostra com pré-trinca introduzida por “batidinhas” (a), pelo método de inserção controlada (b), sem pré-trinca com entalhe produzido por serra de fita (c) e sem pré-trinca com entalhe produzido pelo disco chanfrado (d).

56(a): método “batidinhas”

56(b): método pressão

56(c): entalhe produzido por serra

56(d): entalhe produzido por disco

Figura 56 – Resultados do ensaio de fotoelasticidade para uma carga de $7,5 \text{ Kgf/cm}^2$ ($0,735 \text{ MPa}$). Amostra com pré-trinca introduzida por “batidinhas” (a), pelo método de inserção controlada (b), sem pré-trinca com entalhe produzido por serra de fita (c) e sem pré-trinca com entalhe produzido pelo disco chanfrado (d).

57(a): método “batidinhas”

57(b): método pressão

57(c): entalhe produzido por serra

57(d): entalhe produzido por disco

Figura 57 – Resultados do ensaio de fotoelasticidade para uma carga de 10 Kgf/cm^2 ($0,98 \text{ MPa}$). Amostra com pré-trinca introduzida por “batidinhas” (a), pelo método de inserção controlada (b), sem pré-trinca com entalhe produzido por serra de fita (c) e sem pré-trinca com entalhe produzido pelo disco chanfrado (d).

58(a): método “batidinhas”

58(b): método pressão

58(c): entalhe produzido por serra

58(d): entalhe produzido por disco

Figura 58 – Resultados do ensaio de fotoelasticidade para uma carga de $12,5 \text{ Kgf/cm}^2$ ($1,225 \text{ MPa}$). Amostra com pré-trinca introduzida por “batidinhas” (a), pelo método de inserção controlada (b), sem pré-trinca com entalhe produzido por serra de fita (c) e sem pré-trinca com entalhe produzido pelo disco chanfrado (d).

59(a): método “batidinhas”

59(b): método pressão

59(c): entalhe produzido por serra

59(d): entalhe produzido por disco

Figura 59 – Resultados do ensaio de fotoelasticidade para uma carga de 14 Kgf/cm^2 ($1,372 \text{ MPa}$). Amostra com pré-trinca introduzida por “batidinhas” (a), pelo método de inserção controlada (b), sem pré-trinca com entalhe produzido por serra de fita (c) e sem pré-trinca com entalhe produzido pelo disco chanfrado (d).

5.9 Síntese

Os dois diferentes métodos para introdução de pré-trincas usadas nas amostras poliméricas de tenacidade a fratura de PMMA (material frágil) resultam, portanto, em condições diferentes do corpo de prova, afetando os resultados obtidos no ensaio. Esta constatação é compatível com diversos outros resultados da literatura [5, 28, 107], mas aqui, pela primeira vez, foi possível observar como o estado de tensão do corpo de prova é afetado pelo método. Nas amostras onde foi utilizado o método por **velocidade controlada** a frente da pré-trinca encontra-se visualmente deformada e arredondada, fato que não se verifica nas amostras onde a pré-trinca foi inserida por “batidinhas”.

Em relação às superfícies fraturadas observou-se que, nas amostras onde se usou o método de inserção de pré-trinca por **velocidade controlada**, as superfícies fraturadas nitidamente apresentaram uma morfologia que evidência a nucleação da trinca em uma porção reduzida e a propagação inicial da pré-trinca emanou desta região (com linhas concêntricas e finas), indicando que a trinca iniciou a propagação em uma velocidade baixa e acelerou posteriormente para a velocidade terminal [108]. Em relação ao aspecto geral da superfície fraturada, esta apresenta uma superfície mais “lisa”. O valor médio de K_{IC} foi **1,77 MPa m^{1/2}**. Já, nas amostras onde se usou o método de inserção de pré-trinca por “**batidinhas**” as superfícies fraturadas apresentaram linhas “grossas” que se alongam desde a frente da pré-trinca até ao final da amostra. Em relação ao aspecto geral da superfície fraturada esta apresenta uma superfície mais “rugosa” consistente com a hipótese de que a trinca instável já se encontrava pré-nucleada e que ela atinge a velocidade terminal nas suas primeiras fases de propagação [108]. E o valor médio de K_{IC} para esta amostra é de **1,15 MPa m^{1/2}**, sendo este valor menor comparado ao obtido para amostras pré-trincadas por velocidade controlada. Estes resultados são consistentes com a conclusão de que o método das “batidinhas” produz uma pré-trinca mais próxima de uma pré-trinca natural, levando a um resultado mais significativo para a resistência intrínseca à propagação de trincas instáveis no PMMA, ou seja, K_{IC} .

Da análise por fotoelasticidade podemos concluir que, nas amostras onde se utilizou a inserção da pré-trinca por velocidade controlada (pressão) as mesmas apresentaram evidências de tensões residuais na região da pré-trinca. Devemos ressaltar que, estas tensões residuais influenciaram o valor de K_{IC} , já que o resultado do teste estatístico mostra que os valores obtidos são diferentes com 95% de confiança, ou seja, as amostras com inserção de forma controlada apresentaram um maior valor de K_{IC} .

O método de entalhamento do corpo de prova também afeta potencialmente o resultado do ensaio, sendo que, pelo menos em uma amostra, o disco chanfrado alterou o estado de tensão próximo a raiz do entalhe. Deve-se ressaltar, entretanto, que as perturbações produzidas são confinadas a um volume muito pequeno e que elas não devem afetar o estado de tensão na ponta de uma eventual pré-trinca. Além disto, o entalhamento pelo disco chanfrado é preferível, pois a terminação da raiz em um ângulo de 45° permite dirigir a lamina no momento da inserção, permitindo aumentar a reprodutibilidade do ensaio, ou seja, frágil ou dúctil.

Em suma, para o caso do PMMA o método de inserção de pré-trincas por “batidinhas” produz resultados mais confiáveis e conservadores, devendo ser preferível em relação ao método de inserção controlada de pré-trincas. É interessante ressaltar que isto é uma característica do PMMA e que no caso do PE Peres [5] chegou a uma conclusão inversa, ou seja, de que o método de pré-trincamento por inserção controlada é preferível. Isto sugere que o método de inserção de pré-trinca ideal depende do material que está sendo ensaiado.

Para análise de K_{IC} de materiais frágeis obtém-se resultados mais confiáveis, se usando o método de inserção por batidinhas, pelo fato de se ter um maior controle do comprimento da pré-trinca (reprodutibilidade) e por este método não produzir tensões residuais na região pré-trincada.

6. CONCLUSÕES

Pela análise dos resultados obtidos conclui-se que para o PMMA:

- 1) O método de inserção de pré-trinca afeta os resultados do ensaio de tenacidade à fratura em deformação plana com 95% de confiança.
- 2) O método de inserção de pré-trincas por “batidinhas” produz resultados mais confiáveis e conservadores devendo ser, portanto preferido.
- 3) Além do resultado do ensaio o próprio estado de tensão do corpo de prova é afetado pelo método de inserção de pré-trincas, sendo que o método de inserção controlada produz nítidas perturbações do campo de tensão em torno da pré-trinca, que é provavelmente a causa do incremento de tenacidade observado nos corpos de prova ensaiados com pré-trinca introduzida por este método.
- 4) A tenacidade a fratura em deformação plana (K_{IC}) do material investigado no presente trabalho (Resina de copolímero acrílico, Acrigel) obtida em ensaios de flexão de três pontos em corpo de prova SENB, com pré-trinca introduzida pelo método das “batidinhas”, é $1,15 \pm 0,11 \text{ MPa m}^{1/2}$.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 - GUIA DO PLÁSTICO. Disponível em <www.guiadoplastico.com/?conteudo=31>. Acesso em: 10 set. 2007.
- 2 - WIEBECK, H. et al. **Livro Plástico de Engenharia**; Producty Strategy; São Paulo, Engenharia Química – B 19; Biblioteca de Geografia e Historia, 2003.
- 3 - CALLISTER, W. D. JR., **Ciência e Engenharia de Materiais**: Uma introdução, 5º Edição, University of Utah, tradução Murilo, S. S. S., Editora LTC (Livros técnicos e Científicos S. A.), Rio de Janeiro, (2002), 309 p.
- 4 - CANEVALORO JR, S. V.; **Ciência dos Polímeros**. Um texto básico para tecnólogos e engenheiros, 1º edição, São Paulo, Editora Atiliber, 2002, Introdução geral pg. 16 e massas moleculares e sua distribuição em polímeros p. 99 a 101.
- 5 - PEREZ F. M., **Métodos da Mecânica da Fratura Aplicada a Polietileno de Média Densidade Destinado a Extrusão de Tubos**. 2005. 170 p. Tese doutorado - Deptº. Engª. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da USP, Av. Prof. Mello Moraes, 2463 – São Paulo-SP – CEP 05508-900 -Brasil.
- 6 - MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K., **Mechanical Behavior of Materials**, John Wiley & Sons, 1999, 420, 680 p.
- 7 - GRIFFITH, A.A.; **The Phenomena of Rupture and Flow in Solids**, Phil. Trans. A, v. **221** (1921) p. 163-198.
- 8 - GRIFFITH, A.A.; **The Theory of Rupture**, *Proc. 1st Int. Congress Appl. Mech.* Delft (1924), p. 55-63.
- 9 - ANDRIANOPOULOS, N.P.; PIKRAKS, A., **A New Technique for the Machining of Natural Cracks**; In European Conference on Fracture, 16, 2006, Alexandropoulis, Geece. Proceedings of 16th European Conference on Fracture – ECF 16. Dordrecht: Springer, 2006.

- 10** - KINLOCK A. J.; YOUNG R. J.; **Fracture Behavior of Polymers**, Published by Chapman & Hall, 2-6 Boundary Row, London SE1 8HN, UK, 1995; p. 74, 107, 108, 109, 110, 121, 122 , 132, 133, 134, 135 e 142.
- 11** - AYATOLLAHI M.R.; ALIHA M.R.M.; HASSANI M. M., **Mixed Mode Brittle Fracture in PMMA – An experimental study using SCB specimens**; Fatigue and fracture Laboratory, Department of Mechanical Engineering, Iran University of Science and Technology, Narmak, 16844 Tehram, Iran; *Materials Science & Engineering (Elsevier)*, 2005, 348 – 356p.
- 12** - GRIFFITH, A. A., **Phenomena of Rupture and Flow in Solids** (1920). *Phil. Trans. Roy. Soc.*, a**221**, 163 p.
- 13** - OROWAN, E., *Repts. Prog. Phys.*, **12**, 1948, 200 p.
- 14** - IRWIN, G. R. *Appl. Mats. Res.*, **3**, (1964) 65 p.
- 15** - IRWIN, G.R., “**Fracture**,” *Handbuch der Physik*, vol. **6**, Springer, (1958) p. 551-590.
- 16** - IRWIN, G. R., “**Relation of Crack-Toughness Measurements to Practical Applications**,” AWS-ASME meeting, Cleveland, Ohio, 1992.
- 17** - IRWIN, G. F., “**Fracture Mechanics**,” *Structural Mechanics*, Pergamon Press, New York, N.Y., 1960, p. 361-364.
- 18** - ERDOGAN, F.; SIH, G.C.; **On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear**. *J. Basic. Engng, Trans. ASME* **85**, (1963), p. 519- 525.
- 19** - SCHON, C. G., **Apostila Mecânica dos Materiais** (apostila redigida para uso nos cursos “PMT 2405 – Mecânica dos Materiais” e “PMT 5860 – Teoria da plasticidade e da fratura dos materiais”, USP), São Paulo 2008, p. 25, 51, 89 e 120.

20 - IRWIN, G. R.; “**Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate,**” *Journal of Applied Mechanics*, Transactions ASME, vol. **24**, 1957, p. 361-364.

21 - ANDRZEJ SEWERYN, **Brittle Fracture Criterion For Structures With Sharp Notches**, *Engineering Fracture Mechanics* Vol. **47**, N° 5, 1994, p. 673-681.

22 - HE, M.Y.; CAO, H.C.; EVANS, A.G.; **Mixed-Mode Fracture: The Four-Point Shear Specimen**, *Acta Metall. Mater.* **38** (1990), p. 839-846.

23 - WILLIAMS, J.G., **K_c and G_c at Low Speeds for Polymers**, in: Moore, D.R.; Pavan A.; and. Williams, J.G.; ed., *Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites*, Elsevier Science, Amsterdam, Holland (2001).

24 - ASTM D 5045-99, “**Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastics materials**”. West Conshohocken, (1999), 9 p.

25 - ASTM D 6068-96, “**Standard Test Method for Determining J-R Curves of Plastics Materials**”. West Conshohocken, (2002), 8 p.

26 - ASTM E 1820-08, **Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness**. West Conshohocken, (2008), 48 p.

27 - ASTM B 646 – 06a, **Standard Practice for Fracture Toughness Testing of Aluminum Alloys**, (2006), 3 p.

28 - LU, X; QIAN, R; BROWN, N., **Notchology - the Effect of the Notching Method on the Slow Crack Growth Failure in a Tough Polyethylene.** *J. Mater. Sci.*, Vol. 26 (1991) 881 p.

29 - SOUZA, J. M.; PERES F. M. and SCHÖN, C. G.; **Methods for Introducing Pre-cracks in Fracture Mechanics Testing of Polymers**, 17th European Conference on Fracture, 2 – 5 September, 2008, Brno, Czech Republic, Department of Metallurgical and Materials

Engineering, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Av. Prof. Mello Moraes, 2463 – São Paulo-SP – CEP 05508-900 -Brazil.

30 - WILLIAMS, J. G., Stress Analysis of Polymers, 2nd edição, Ellis Horwood, Chichester, (1980), 350 p.

31 - KINLOCK, A. J.; WILLIAMS, J.G., Crack Blunting Mechanisms in Polymers, J. Mater. Sci., **15**, 1980, 987-996 p.

32 - YAMINI, S.; YOUNG, R.J., The Mechanical Properties of Epoxy Resins, J. Mater. Sci., **15**, (1980), 1823-1831 p.

33 - IRWIN, G. R., Structural Aspects of Brittle Fracture, Appl. Mater. Res., **3**, n° 2, (1964), 65-81 p.

34 - MOORE, D. R.; PAVAN, A.; WILLIAMS, J. G. – Editors. Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites. Amsterdam: Elsevier,ESIS publication 28, (2001), 375 p.

35 - CHAN, M.K.V.; WILLIAMS, J.G., J-Integral Studies of Crack Initiation of a Tough High Density Polyethylene. International Journal of Fracture, v. **23**, n° 2, (1983), p. 145-149.

36 - BROOKS, N.W.J.; DUCKETT, R.A.; WARD, I.M.; Temperature and Strain-rate Dependence of Yield Stress of Polyethylene. Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics, v.**35**, (1998), p. 2177-2189.

37 - CALLISTER JR.; WILLIAM D., Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução, tradução: Soares, S. M. S.; 7 ed., Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos, 2008.

38 - DOWLING, N.E.; Mechanical Behavior of Materials, engineering methods for deformation, fracture, and fatigue, New Jersey: Prentice-Hall, 2nd Ed., (1999), 830 p.

- 39** - KANNINEN, M. F.; POPELAR, C. H.: **Advanced Fracture Mechanics**, Oxford University Press e Clarendon Press, (1985), p. 281-387.
- 40** - BUENO, E.M.R.; BITTENCOURT, T.N., **Introdução aos Conceitos Básicos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica**, Laboratório de Mecânica Computacional (LMC), Departamento de Estruturas e Fundações da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 19 p.
- 41** - DUGDALE, D.S.: **Yielding of Steel Sheets Containing Slits**, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **8**, (1960), p. 100-108.
- 42** - MILLS, N. J.. **Dugdale Yielding Zones in Cracked Sheets of Glassy Polymers**, Eng. Fract. Mechs., **6**, (1974), 537 p.
- 43** - MEYERS, M. A.; CHAWLA, K.K., **Mechanical Behavior of Materials**, Prentice Hall, Upper saddle River, New Jersey 07458, (1999) 421 p.
- 44** – COSTI, F. **Metodologia Numérica Aplicada a Viscoelasticidade em Polímeros**, Pontifícia Universidade católica do Paraná, (2006).
- 45** – MEIJER, H. E. H.; Govaert, L. E., **Mechanical Performance of Polymer System**, Prog. Polym. Sci., **30**, (2005), p. 915-938.
- 46** – WIKIPÉDIA. Disponível em http://pt.wikipedia.org/wiki/%C3%8Dndice_de_refra%C3%A7%C3%A3o. Acesso em: 20 nov. 2010.
- 47** – Mineralogia Óptica.html. Disponível em: <http://www.rc.unesp.br/igce/petrologia/nardy/mon.html>. Acesso em: 20 nov. 2010.
- 48** - KAMBOUR, R. P., Polymer 4, (1963) 143 p.

49 - HAWARD, R. N. The Physics of Glassy Polymers, Applied Science Publishers Ltd., London, 1973, 340 p.

50 - ROCHA, R.R. et. al. Comportamento Reológico de Barbotinas Preparadas com Argilas da Formação Corumbataí. In: 51º CONGRESSO BRASILEIRO de CERÂMICA, 2007, Bahia. Disponível em: <<http://www.abceram.org.br/51cbc/artigos/51cbc-1-20.pdf>>. Acesso em: 01out.2010.

51 - VINCENT, P. I. Proc. Conf. Physical Basis of Yield and Fracture, Oxford, Inst. Physics, London, 1966, 155 p.

52 - POLIMEROS ESTRUTURA E PROPRIEDADES – Aula Polímeros. Disponível em <www.rc.unesp.br/ib/bioquimica/aula0polimeros.ppt>. Acesso em 21 nov. 2010.

53 - SOUZA, J. M., Estudo e Avaliação Mecânica das Juntas Soldadas por Ultra-som de Policarbonato e Poli (Metacrilato de Metila). 2005. Diss. Mestrado - Deptº. Engª. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da USP, Av. Prof. Mello Moraes, 2463 – São Paulo-SP – CEP 05508-900 –Brasil, 40 p.

54 - BOWDEN, P. B., In: The Physics of Glassy Polymers, Ed. By R. N. Haward, Applied Science Publischers, Ltd., London, (1973), 279 p.

55 - BOWDEN, P. B., A Criterion for Inhomogeneous Plastic Deformation, Philosophical Magazine, 1478-6443, **22**, Issue 177, (1970), 455-462 p.

56 - FRIEDRICK, K; Schafer, J. K.; J. Mater. Sci., 14, (1979) 480 p.

57- ARGON, A. S.; HANNOOSH, J. G., Initiation of Crazes in Polystyrene, Phil. Mag., **36**, Issue 5, (1977), 1195-1216 p.

58- WU, J. B. C.; LI, J. C. M., Slip Processes in the Deformation of Polystyrene. J. Mater. Sci., **11**, 434 p., 1976.

- 59- CHAU, C.C.; LI, J.C.M., **Fracture of Shear Bands in Atactic Polystyrene**, J. Mater. Sci., **16**, 1858 p., 1981.
- 60- WELLINGHOFF, S.; BAER, E. (1977). J. Macromol. Sci, B4 (3), 1995.
- 61- NARISAWA, I.; ISHIKAWA, M.; OGAWA, H.; **Notch Brittleness of Ductile Glassy Polymers under Plane Strain**, J. Mater. Sci., **15**, N° 8, (1980), 2059-2065 p.
- 62- EN 222: **Mechanics of Solids**. Division of Engineering Brown University. Disponível em: <<http://www.engin.brown.edu/courses/en222/Notes/sliplines/sliplines.htm>>. Acesso em 14 out. 2010.
- 63- **WIKIPÉDIA – TENACIDADE**. Disponível em: <<http://pt.wikipedia.org/wiki/Tenacidade>>. Acesso em: 21 nov. 2010.
- 64- BERRY, J. P., **Fracture Processes in Polymeric Materials. IV. Dependence of the Fracture Surface Energy on Temperature and Molecular Structure**, J. Polym. Sci., A1, (1963), 993-1003 p.
- 65- VAN DEN BOOGAART, A., **Physical Basis of Yield and Fracture**, Inst. Phys., London, (1966), 167 p.
- 66- THEOCARIS, P. S.; PAIPETIS, S. A; TSANGARIS, J. M.; **Thermal Crazeing Phenomena in Epoxy Resins**, Polymer, **15**, (1974), 441-445 p.
- 67- OWEN, M. J.; ROSE, R. G., **Fractography of Polyester Resins**, J. Mater. Sci., **10**, N° 10, 1711-1718 p., (1975).
- 68- KAMBOUR, R. P., **A Review of Crazeing and Fracture in Termoplastics**, J. Polym. Sci., Macromol Rev., **7**, 1 p., (1973).
- 69- DONALD, A. M.; KRAMER, E. J., **The Competition Between Shear Deformation and Crazeing in Glassy Polymers**, J. Mater. Sci., **17**, N° 7, 1871-1879 p., (1982).

- 70-** DONALD, A. M.; KRAMER, E. J. & KAMBOUR, R. P., **Interaction of Crazes with Pre-existing Shear Bands in Glassy Polymers**, J. Mater. Sci., **17**, N° 6, 1739-1744 p., (1982).
- 71-** BRINSON, H. F., **The Ductile Fracture of Polycarbonate**, Expt. Mech., **27**, 72-77 p., (1970).
- 72 -** DONALD, A. M.; KRAMER, E. J., **Deformation Zones and Entanglements in Glassy Polymers**, Polymer, **23**, 1183-1188 p., (1982).
- 73-** DONALD, A. M.; KRAMER, E. J., **Effect of Molecular Entanglements on Craze Microstructure in Glassy Polymers**, J. Polym. Sci., Polym. Phys. Ed., **20**, Issue 5, 899-909 p., (1982).
- 74-** DONALD, A. M.; KRAMER, E. J., **Plastic Deformation Mechanics in Poly(Acrylonitrile-Butadiene Styrene) [ABS]**, J. Mater. Sci., **17**, 1765-1772 p., (1982).
- 75-ESPALHAMENTO DE LUZ – CORRELAÇÃO DE FÓTONS.** Disponível em: www.ufv.br/dpf/320/Espalhamento_Luz.pdf. acesso em: 12 set. 2010, 1 p.
- 76 -** CORNERS, P.L.; HAWARD, R. N., **Ductile Fracture of Rigid Poly(Vinyl Chloride)**, Polymer, **15**, 149-156 p., (1974).
- 77 -** EYRING, H., **Viscosity, Plasticity, and Diffusion as Examples of Absolute Reaction Rates**, J. Chem.. Phys., **4**, 283-292 p., (1936).
- 78 -** CORNERS, P.L.; SMITH, K; HAWARD, R. N., **Plastic Fracture**, J. Polym. Sci., Polym. Phys. Ed., **15**, Issue 6, 955-967 p., (1977).
- 79 -** WALKER, N.; HAWARD, R. N.; HAY, J. N., **Plastic Fracture in Poly(Vinyl Chloride)**, J. Mater. Sci., **14**, N° 5, 1085-1094 p., (1979).

- 80 - WILLIAMS, J.G.; EWING, P.D., Fracture under Complex Stress – The Angled Crack Problem**, International Journal Fracture, **8** , N° 4, p. 441-446, (1972).
- 81 - UEDA, Y; IKEDA, K.; YAO, T.; AOKI, M., Characteristics of Brittle Fracture under General Combined Modes Including Those under Bi-axial Tensile Load**, Eng. Frac. Mech. **18**, 1131-1158 p, (1983).
- 82 - THEOCARIS, P.S, A Higher-Order Approximation for The T-Criterion of Fracture in Biaxial Fields**, Eng. Frac. Mech. **19**, N° 6-A, 975-991, (1984).
- 83 - FINIE, I.; SAITH, A., A Note on the Angled Crack Problem and the Directional Stability of Cracks**, International Journal Fracture **9**, p. 484-486, (1973).
- 84 - EWING, P.D.; SWEDLOW, J.L.; WILLIAMS, G., Further Results on the Angled Crack Problem**, International Journal Fracture, **12**, N° 1, p. 85-93, (1976).
- 85 - MACCAGNO, T.M.; KNOTT, J.F., The Fracture Behavior of PMMA in Mixed Modes I and II**, Eng. Frac. Mech. **34**, N° 1, p. 65-86, (1989).
- 86 - MAITI, S.K.; SMITH, R.A., Theoretical and Experimental Studies on the Extension of Cracks Subjected to Concentrated Loading Near Their Faces to Compare the Criteria for Mixed Mode Brittle Fracture**, J. Mech. Phys. Solids, **31**, N° 5, 389-403 p., (1983).
- 87 - BUCHHOLZ, F.G.; PIRRO, P.J.M.; RICHARD, H.A.; DREYER, K.H., Numerical and Experimental Mixed-Mode Analysis of a Compact Tension-Shear-Specimen**, in Luxmoore (Ed.) Proceedings of the Fourth International Conference on Numerical Methods in Fracture Mechanics, Pineridge Press, Swansea. UK, (1987), 641-656 p.
- 88 - MAHAJAN, R.V.; RAVI-CHANDAR, K., An Experimental Investigation of Mixed-Mode fracture**, Int. J. Fract., **41**, p. 235-252, (1989).
- 89 - SILLS, L. B.; BORTMAN, Y. A Mixed-Mode Fracture Specimen: Analysis and Testing**, International Journal Fracture **30**, 181-201 p., (1986).

- 90 - ATKINSON, C.; SMELSER, R.E.; SANCHEZ, J., Combined Mode Fracture Via the Cracked Brazilian Disk Test, Int. J. Fract., 18, N° 4, 279-291 p., (1982).**
- 91 - Li., H.; Hao, S.; Experimental Investigation on Concrete Shear Crack Extension; School of Civil Engineering and Engineering Mechanics, Yanshan University, Qinhuangdao, 066004. China P. R.**
- 92 - DUNN, M. L.; SUWITO, W.; CUNNINGHAM, S.; MAY, C. W., Fracture Initiation at Sharp Notches under Mode I, Mode II, and Mild Mixed Mode Loading, Int. J. Fract. 84, 367-381 p., (1997).**
- 93 - RITTEL, D.; MAIGRE, I.L., A Study of Mixed-Mode Dynamic Crack Initiation in PMMA, Mech. Res. Commun., 23, Issue 5, (1996), 475-481 p.**
- 94 - CHELL, G.C., “Semi-Empirical Solutions for a Crack in a Body of Arbitrary Shape with Yielding Ahead of its Tip, Materials Science and Engineering, 17, (1975) 227-238 p.**
- 95 - ASUNDI, A.K.; Matlab® for Photomechanics - A primer, Ed. Elsevier, (2002), 1 p.**
- 96 - Fotoelasticidade.** Disponível em <[http://www.infopedia.pt/\\$fotoelasticidade](http://www.infopedia.pt/$fotoelasticidade)> (infopédia). Acesso em: 10 jan. 2011.
- 97 - SHIMANO, A.C.; Fotoelasticidade – Conceitos e Aplicações; XI Congresso Brasileiro de Física Médica, (2006); FMRP – USP, Ribeirão Preto.**
- 98 - SPINELLI, H.A.; Aplicação da Fotoelasticidade na Análise Estrutural de uma Junta Rebitada de Uso Aeronáutico; FEG – UNESP.**
- 99 - Efeito Fotoelétrico.** Disponível em: <http://plato.if.usp.br/~fnc0377n/apost_FE.pdf>. Acesso em: 22 out. 2010.

- 100** - ARAÚJO, C. A.; “Notas de aula - **Curso Análise Experimental de Tensões, Módulo II: Fotoelasticidade de transmissão plana**”, Curso de Pós – graduação em Eng. Mecânica – UFU, Uberlândia M.G.; (2006).
- 101** - NETO, P.S. et al, **Projeto de um Polarioscópio Plano e Circular de Transmissão para Utilização no Laboratório de Análise Experimental de Tensões da PUC-MINAS**, Cadernos de Engenharia, IPUC, Belo Horizonte, MG, vol.9, nº 12, 28-36, (2000).
- 102** - MARTINS, G. P.; **Fotoelasticidade - Primeiros Passos**; Setembro (2005). Publicação CDTN-944/2005, 16 p. Disponível em <http://biblioteca.cdtm.br/cdtm/arpel/adobe/PUB_CDTN_944_Geraldo_PMartins.pdf>. Acesso em: 02 ago. 2010.
- 103** - Júnior, A.F.G.F.; **Desenvolvimento de um Sistema para Análise Automática do Padrão de Franjas Fotoelásticos Isocromáticas**. 2003. Diss. Mestrado. Instituto de Pesquisas Tecnológicas.
- 104** - ASTM D 4703 – 03, “**Standard Practice for Compression Molding Thermoplastic Materials into Test Specimen, Plaques, or Sheets**. West Conshohocken, (1999).
- 105** - BROBERG, K.B., **On Crack Paths**, Engineering Fracture Mechanics, **28**, Nº 5/6, 663-679 p., (1987).
- 106** - NETO, P. L.O. C, **Estatística**, Ed. Edgard Blucher LTDA, (1986), 89 p.
- 107** - DAPP, E.K.; RIMNAC, C.M. **Effect of Precracking Method on the Static (J-Integral) Fracture Resistance of Ultra High Molecular Weight Polyethylene**. BED-Vol.39, Advances in Bioengineering, ASME 1998, 1998, 349 p.
- 108** - SCHARDIN, H. **Velocity Effects in Fracture**. Fracture. Edited by B. L. Averbach, D. K. Felbeck, G. T. Hahn, and D. A. Thomas, (1959), 297 p.
- 109** - BUFFONI, S. S. O.; **Tensão de Cisalhamento**, Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, Disciplina: Resistência dos Materiais.

110- Computação aplicada a Geologia, Departamento de Lisboa, Faculdade de Ciências, Univ. de Lis., (2002,2003), (geologia.fc.ul.pt/Aulas/Computacao/C20022003/PDFs/Aula%2019%20-%20Matlab%206.pdf).

111 - LINO, A. C. L.; I FABBRO, I. M. D.; **Determinação da Topografia de uma Fruta pela Técnica de *Moiré* de Sombra com Multiplicação de Franjas**, editora.Ufla; Revista (28), (2002).

112 - L D'ACQUISTO *et al*; **A Modified Moiré Technique for Three-Dimensional Surface Topography**, Institute of Physics Publishing, Meas. Sci. Technol., **13**, 613-622 p., (2002).

APÊNDICE A

A1 Sequência de um ensaio de fotoelasticidade variando-se o ângulo de polarização (método reflexivo)

Para realização do ensaio de fotoelasticidade em um corpo de prova é necessário o uso de uma placa fotoelástica e de uma cola refletora para visualização das deformações sofridas durante o carregamento. Fatores importantes para uma boa obtenção das deformações na placa são a espessura da placa e o tipo de cola refletora usada. Neste experimento usou-se uma junta aeronáutica rebitada como mostrado a seguir (vide Figura 60):

Figura 60 – Modelo da junta aeronáutica rebitada [98].

Características da junta:

Tipo de placa: S 0- 16;

Fator de sensibilidade: (k): 0,157;

Espessura (t_c): $0,081 \pm 0,001$ (polegadas).

O projeto da placa acoplada na junta respeita as posições originais de furação da junta e o diâmetro dos furos. Durante o processo de furação foram tomadas precauções para minimizar possíveis tensões residuais. Após, a placa foi fixada na junta com cola refletora e fixada na máquina de teste universal, como mostra a Figura 61.

De acordo com o método de fotoelasticidade, a luz polarizada foi incidida sobre a placa (vide Figura 62) e esta refletiu através da cola refletora as deformações sofridas durante o carregamento. Após a reflexão da luz pela cola, esta atravessou pelo filtro (vide Figura 61) no qual foi possível identificar as direções e as diferenças das tensões principais através da franjas isóclinas⁴⁶ e isocromáticas⁴⁷ [98].

Figura 61 – Corpo de prova (placa e junta) aeronáutico [98].

⁴⁶ Franja isóclina representa a região onde na qual todas as tensões principais têm a mesma direção [98] (já citado).

⁴⁷ Franja isocromática representa a região na qual é possível obter o ângulo entre as tensões principais (θ) [98] (já citado).

Figura 62 – Luz polarizada sendo incidida sobre a placa fotoelástica [98].

A2 Obtenção e análise dos resultados do ensaio de fotoelasticidade

Quando se utiliza um corpo de prova semelhante ao da Figura 60 e se necessita obter os resultados de deformação da fotoelasticidade primeiramente deve-se marcar os pontos a qual se deseja medir as franjas (vide Figura 63).

Figura 63 - Posição dos pontos a serem medidas as franjas [98].

Depois de finalizado o processo de marcação dos pontos, incida a luz polarizada e com as lentes do polarioscópio localize as franjas isóclinas na placa fotoelástica. Assim, a placa fotoelástica mostrará as tensões principais sofrida pela junta. Na figura 64 estão visíveis as franjas isóclinas e são representadas por uma larga faixa escura.

Figura 64 – Detalhe das franjas isóclinas e da direção das tensões principais [98].

Depois da leitura da direção das tensões principais, remova as franjas isóclinas (girando-se o pino A no sentido anti-horário) e visualize as franjas isocromáticas (vide Figura 65).

Figura 65 – Visualização das franjas isocromáticas [98].

Para obter o valor da tensão no ponto de interesse é necessário que a franja esteja sobre ele. Se a franja no ponto de interesse, mova o pino B (Figura 64) até atingi-lo. O valor da ordem de franja (N) é dado pela escala em amarelo no polarioscópio (vide Figura 64). O resultado final do valor da ordem é dado também pelo sentido do giro do polarioscópio, por exemplo, se a franja nº 1 for deslocada até o ponto de interesse, movendo-se o pino B no sentido horário, então a ordem de franja naquele ponto é dada pelo valor obtido na escala amarela mais um, continuando a referencia a franja nº 1; se o pino B for deslocado no sentido anti-horário, então subtrai-a o valor obtido na escala amarela nº 1. A ordem de franja é dada pela Figura 21 [98].

A Figura 66 mostra a franja nº 1 deslocada nos pontos 1, 2 e 5, (região entre os rebites do corpo de prova).

Figura 66 – Franja sobre os pontos de interesse na região dos rebites [98].

V - Valores da ordem de franja obtidos nos pontos de interesses [98].

Pontos	N	Ângulo entre as tensões principais (θ) {°}
1, 2, 3 e 4*	1,66	7
5	2,00	7
6	0,90	7

*Os pontos 1, 2, 3 e 4 são simétricos é por isso os mesmos resultados.

Pelas equações (29, item 2.8.1.2), (30, item 2.8.2) e (33, item 2.8.2) e pelos valores de ordem de franja (tabela V), pode-se calcular as deformações e as tensões experimentais:

Tabela VI – Deformações e tensões experimentais [98]

Pontos	Deformação máxima de cisalhamento ($\gamma_{máx}$) {mm/mm}	Tensão máxima de cisalhamento ($\tau_{máx}$) {MPa}
1, 2, 3 e 4	0,00148	39,5
5	0,00175	46,7
6	0,00076	21,0

APÊNDICE B

B1 Fotos da superfície fraturada com os dois métodos de inserção, pressão (Figura 67) e “batidinhas” (Figura 68)

Figura 67 - Superfície fraturada de uma amostra de PMMA em que a pré-trinca foi inserida por velocidade controlada (pressão) a uma velocidade de $0,03\text{mm min}^{-1}$. Foto obtida em um microscópio ótico modelo binocular e marca Nikon com um aumento de 10x. Escala = 1 mm. Região entalhada, região pré-trincada e superfície de propagação da trinca.

Figura 68 - Superfície fraturada de uma amostra de PMMA em que a pré-trinca foi inserida pelo método de “batidinhas”. Foto obtida em um microscópio ótico modelo binocular e marca Nikon, com um aumento de 10x. Escala = 1 mm. Região entalhada, região pré-trincada e superfície de propagação da trinca.

APÊNDICE C

C.1 Cisalhamento simples

Defini-se cisalhamento simples, quando o cisalhamento é provocado pela ação direta de uma carga aplicada (P). No cisalhamento simples a deformação provocada é uma deformação homogênea, ou seja, neste tipo de cisalhamento as partículas são deslocadas numa direção paralela a um eixo, no caso da Figura abaixo, (Figura 69), o eixo x; de tal modo que não existe mudança da área dos objetos deformados. As linhas originalmente paralelas ao eixo y são defletidas de um ângulo ψ (“psi”) [109, 110].

Figura 69 - Esquema de cisalhamento simples [41].

APÊNDICE D

D1 Técnicas de Moiré

As técnicas de *moiré* (TM) são um conjunto de técnicas, baseadas no fenômeno de *moiré*, mais comumente utilizadas em perfilometria, devido à sua simplicidade e rapidez de medição. O fenômeno de *moiré* consiste na interferência causada pela sobreposição de duas estruturas periódicas (retículos), sendo a TM de sombra com multiplicação de franjas mais sensível que os métodos tradicionais, além de diminuir os efeitos da diferença de iluminação na superfície do objeto em estudo. Este método permite realizar a medição e a digitalização de superfícies tridimensionais. Para uma maior entendimento o leitor pode consultar as referências a seguir [111-112].