

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO**  
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS,  
MECÂNICA E AUTOMOBILÍSTICA – SMM

**TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA  
DE LIGAS DE TITÂNIO (Ti6Al4V) E DE  
AÇO INOXIDÁVEL (PH15-5)**

**Ricardo Gratão Gregui**

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica.

DEDALUS - Acervo - EESC



31100053652

ORIENTADOR: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

São Carlos

2005

Serviço de Pós-Graduação EESC/USP

**EXEMPLAR REVISADO**

Data de entrada no Serviço... 31... / 01... / 06



*[Handwritten signature]*

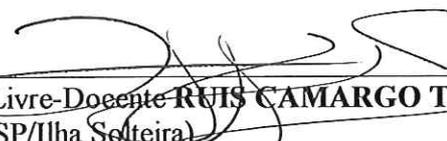
FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Tecnólogo **RICARDO GRATÃO GREGUI**

Dissertação defendida e julgada em 22-11-2005 perante a Comissão Julgadora:

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Associado **WALDEK WLADIMIR BOSE FILHO (Orientador)**  
(Escola de Engenharia de São Carlos/USP) Aprovado.

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. **JOSÉ RICARDO TARPANI**  
(Escola de Engenharia de São Carlos/USP) Aprovado

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Livre-Doente **RUIS CAMARGO TOKIMATSU**  
(UNESP/Ilha Solteira) Aprovado

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Associado **JONAS DE CARVALHO**  
Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia  
Mecânica

  
\_\_\_\_\_  
Profa. Titular **MARIA DO CARMO CALJURI**  
Presidente da Comissão de Pós-Graduação

*Aos meus pais, Pedro e Madalena e aos  
meus irmãos, Alexandre e Patrícia*

## AGRADECIMENTOS

Ao orientador Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho pela oportunidade oferecida, pelo conhecimento adquirido, por sua confiança e apoio durante a realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. José Ricardo Tarpani pelo seu incentivo e pelo conhecimento adquirido na realização deste trabalho.

Aos amigos : MCs. Cassius O. F. T. Ruckert , MSc. Omar Maluf e ao Dr. André Luis Moreira de Carvalho pela colaboração.

Ao grupo de pesquisa NEMAF (Núcleo de Ensaios de Materiais e Análise de Falhas) da EESC/USP pelo trabalho em equipe, sugestões e conselhos.

A todos os colegas, professores e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da EESC/USP que, direta e indiretamente, colaboraram com a confecção desta dissertação.

À FIPAI (Fundação de Incremento à Pesquisa e Aperfeiçoamento Industrial) pela bolsa de mestrado durante grande parte do período de elaboração desta pesquisa.

À EMBRAER pelo fornecimento da liga de Titânio (Ti6Al4V) e da liga de aço inoxidável (PH15-5), utilizadas neste estudo.

## SUMÁRIO

Lista de Figuras.....	V
Lista de Tabelas .....	vii
Lista de símbolos e abreviaturas.....	viii
Resumo .....	x
Abstract .....	xi
1- INTRODUÇÃO .....	1
2- OBJETIVOS .....	3
3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 - Introdução às ligas de titânio.....	4
3.1.1 – Metalurgia do titânio e suas ligas .....	5
3.1.2 - Classificação do Titânio e suas ligas.....	6
3.2 – Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.....	8
3.3 – Tenacidade à fratura .....	9
3.4 – A Mecânica da Fratura .....	12
3.4.1 – A Mecânica da Fratura Elástica-Linear (MFEL).....	15
3.4.1.1 – O fator K de intensidade de tensão .....	18
3.4.2 – A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).....	22
3.4.2.1- A operacionalização da Integral J.....	25
3.5 - Expressões empíricas para o cálculo da tenacidade à fratura dinâmica elasto-plástica, $J_{ID}$ .....	27
3.6 - Expressões empíricas para o cálculo da tenacidade à fratura dinâmica elástica-linear, $K_{ID}$ .....	30
3.7 – Derivação de $J_{ID}$ a partir de $K_{ID}$ .....	30
3.8 – Ensaio de Impacto Charpy instrumentado.....	31
3.9 – Os modos de fratura.....	38
3.9.1- Fratura dútil.....	38
3.9.2- Fratura frágil.....	39
3.9.2.1 - A fratura intergranular.....	40
3.9.2.2 – A fratura transgranular.....	40
4 – MATERIAIS E MÉTODOS.....	41
4.1 - Materiais.....	41
4.2 - Análise Metalográfica .....	44
4.3 – Ensaio de Impacto .....	45
4.4 - Tratamento dos dados utilizando o programa Matlab para a determinação do início de propagação da trinca pela variação da flexibilidade elástica. ....	50
4.5 - Ensaio de Dureza.....	51
4.6- Ensaio de Tração.....	51
4.7 - Análise da superfície de fratura.....	52
5.0 – RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	53
5.1 – Material .....	53
5.1.2 Metalografia .....	54
5.2 – Ensaio de dureza.....	58
5.3 – Ensaio de tração.....	59
5.4 – Tenacidade à fratura dinâmica.....	60
5.4.1 Tenacidade à fratura dinâmica ( $K_{ID}$ ).....	60
5.4.2 Tenacidade à fratura dinâmica ( $J_{ID}$ ) .....	60
5.6 – Análises das superfícies de fratura .....	70
5.6.1 - Via Estereoscópio.....	70
5.6.2 – Análise da superfície de fratura em MEV .....	77

6 – CONCLUSÕES .....	85
7 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	86
8 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	87
9 - ANEXO A – Gráficos gerados pelo equipamento.....	91
10 - ANEXO B – Curvas sem tratamento em função dos sinais tratados.....	102
11 - ANEXO C – Tabelas .....	112

## Lista de Figuras

Figura 1- Curva tensão-deformação gerada em um ensaio convencional de tração .....	10
Figura 2 - Variáveis abordadas pela mecânica da fratura.....	14
Figura 3 - Sistema de coordenadas e estado de tensões a frente da ponta da trinca. [ASTM E399] .....	15
Figura 4 - Modos de carregamento para a abertura de uma trinca, ASTM E1823. ....	17
Figura 5 - Tensões próximas à frente de uma trinca em um sólido elástico ASTM1823. ....	19
Figura 6 - Tensão normal ao plano de trinca em modo I, Anderson, (1995).....	22
Figura 7 - (a) Comportamento elástico não-linear de um corpo sólido. (b) A integral-J idealizada para o comportamento elasto-plástico, Anderson (1995).....	24
Figura 8 - A integral-J como função da área sob a curva carga em função do deslocamento, Anderson(1995) .....	25
Figura 9 - Ilustração de uma barra trincada fletida sob três pontos.....	26
Figura 10 - Método da taxa de variação da flexibilidade elástica, Kobayashi(1984) .....	29
Figura 11 - Máquina de ensaio de impacto instrumentado Charpy Instron Wolpert PW 30. ....	35
Figura 12 - Curva carga-deslocamento gerada durante um ensaio Charpy instrumentado, para materiais frágeis Fedelinsk (1995). ....	36
Figura 13 -Esquema de retirada de corpos de prova.Orientações: L = longitudinal, T = transversal e S = espessura da placa. ....	45
Figura 14 - (a) Detalhes do corpo de prova pré-trincado (b) Corpo de prova entalhado em V. Utilizados no ensaio de impacto Charpy, norma ASTM E23. ....	46
Figura 15 - Detalhes do corpo de prova com pré-trincamento na razão $a/W = 0.2$ .....	47
Figura 16 - Máquina servo-hidráulico MTS 810 utilizada para o pré- trincamento por fadiga .....	47
Figura 17- Curva carga-deslocamento gerada durante um ensaio Charpy instrumentado .....	48
Figura 18 - Detalhes do corpo de prova para ensaio de tração .....	52
Figura 19 - Amostra metalográfica retirada na orientação ST, com aumento de 500x. ....	55
Figura 20 - Amostra metalográfica retirada na orientação LT, com aumento de 500x.....	55
Figura 21- Amostra metalográfica retirada na orientação LS, com aumento de 500x.....	56
Figura 22 - Amostra metalográfica retirada na orientação ST, com aumento de 500x. ....	57
Figura 23- Amostra metalográfica retirada na orientação LT, com aumento de 500x.....	57
Figura 24- Amostra metalográfica retirada na orientação LS, com aumento de 500x.....	58
Figura 25- Valores médios de tenacidade à fratura dinâmica, $J_{ID}$ , obtida por meio da energia de início de propagação da trinca, $E_i$ , como função da variação de temperatura e da orientação de laminação da chapa. ....	62
Figura 26 - Valores de tenacidade à fratura dinâmica, $J_{ID}$ , obtidos por meio da energia de início de propagação da trinca, $E_i$ , para ensaios realizados à temperatura ambiente. ....	64
Figura 27- Valores do limite de escoamento dinâmico, para as duas orientações. Resultados somente para velocidade de 5,52 m/s. Os valores correspondem para os materiais, aço e titânio na temperatura de 400°C, além da temperatura ambiente. ....	65
Figura 28- Valores do limite de escoamento dinâmico específico, para as duas orientações principais. Resultados somente para velocidade de 5,52 m/s. Os valores correspondem para os ensaios na temperatura de ambiente.....	66
Figura 29- Critério de validade dos resultados de $J_{ID}$ , com base na energia de início, $E_i$ , segundo a expressão matemática, em função da espessura, largura (ligamento) dos corpos de prova nas orientações L-T e L-S e velocidades de ensaio segundo a norma 1820. ....	68
Figura 30- Critério de validade dos resultados de $J_{ID}$ , com base na energia de início de propagação, $E_i$ , segundo a expressão matemática, em função da espessura, largura	

(ligamento) dos corpos de prova nas orientações L-T e L-S e para velocidade de carregamento 5,52 m/s, segundo a norma ASTM 1820.....	68
Figura 31- Gráfico tenacidade à fratura dinâmica ( $J_{ID}$ ) específico em função da orientação para ensaio a temperatura ambiente.....	69
Figura 32 – Liga de Ti. Superfície de fratura de corpos de prova pré-trincados na orientação L-T, ensaiados (a) na temperatura ambiente e (b) na temperatura de 400°C.....	71
Figura 33 - Liga de Ti. Superfície de fratura de corpos de prova pré-trincados na orientação L-S, ensaiados (a) na temperatura ambiente e (b) na temperatura de 400°C.....	72
Figura 34- Aço PH. Superfície de fratura de corpos de prova pré-trincados na orientação L-T, da liga de aço inoxidável, ensaiados (a) na temperatura ambiente e (b) na temperatura de 400°C.....	73
Figura 35 – Aço PH. Superfície de fratura de corpos de prova pré-trincados na orientação L-S, da liga de aço inoxidável, ensaiados (a) na temperatura ambiente e (b) na temperatura de 400°C.....	73
Figura 36 – Orientação L-T e temperatura ambiente. Superfície de fratura de corpos (a) da liga de titânio e (b) da liga de aço inoxidável.....	74
Figura 37 – Orientação L-S, temperatura ambiente. Superfície de fratura de corpos de prova (a) da liga de titânio e (b) da liga de aço inoxidável.....	74
Figura 38 – Orientação L-T, temperatura de 400°C. Superfície de fratura de corpos de prova (a) da liga de titânio e (b) da liga de aço inoxidável.....	75
Figura 39 – Orientação L-S, temperatura de 400°C. Superfície de fratura de corpos de prova (a) da liga de titânio e (b) da liga de aço inoxidável.....	75
Figura 40- Imagens dos corpos de prova (a) e (d) à temperatura de 400°C e à (b) e (c) temperatura ambiente, correspondente à orientação L-S (a) e (b) das ligas de titânio e (c) e (d) aço inoxidável.....	76
Figura 41 – Detalhe da superfície de fratura do corpo de prova da liga de titânio extraído da orientação L-S, à temperatura de 400°C.....	77
Figura 42 - Superfície de fratura da liga de aço inox, com aumento de 3000x, corpo de prova 60, orientação L-T, ensaio à temperatura ambiente com velocidade do martelo de 5,52 m/s.....	78
Figura 43 - Superfície de fratura da liga de aço inox, com aumento de 3000x, corpo de prova 62, orientação L-T, ensaio à temperatura de 400°C, com velocidade do martelo de 5,52 m/s.....	79
Figura 44 - Superfície de fratura da liga de aço inox, com aumento de 3000x, corpo de prova 75, orientação L-S, ensaio à temperatura ambiente com velocidade de 5,52 m/s.....	79
Figura 45 - Superfície de fratura da liga de aço inox, com aumento de 3000x, corpo de prova 76, orientação L-S, ensaio à temperatura de 400°C e com velocidade de 5,52 m/s.....	80
Figura 46 - Superfície de fratura da liga de titânio, com aumento de 2000x, corpo de prova número 10, orientação L-T, ensaio à temperatura ambiente com velocidade do martelo de 5,52 m/s.....	81
Figura 47 - Superfície de fratura da liga de titânio, com aumento de 2000x, corpo de prova número 07, orientação L-T, ensaio à temperatura de 400°C e com velocidade do martelo de 5,52 m/s.....	82
Figura 48 - Superfície de fratura da liga de titânio, com aumento de 2000x, corpo de prova número 25, orientação L-S, ensaio à temperatura ambiente com velocidade do martelo de 5,52 m/s.....	83
Figura 49 -Superfície de fratura da liga de titânio, com aumento de 2000x, corpo de prova número 24, orientação L-S, ensaio à temperatura de 400°C e com velocidade do martelo de 5,52 m/s.....	84

## Lista de Tabelas

Tabela 1 - Composição nominal conforme Norma SAE AMS4911.....	42
Tabela 2 - Composição nominal conforme Norma SAE AMS 5659 .....	43
Tabela 3 - Propriedades mecânicas conforme norma SAE AMS para ambas as ligas.....	43
Tabela 4 - Análise química da liga de titânio.....	53
Tabela 5 - Análise química da liga de aço inoxidável. ....	54
Tabela 6 - Resultados dos ensaios de dureza para ambas as ligas .....	58
Tabela 7 - Propriedades mecânicas do ensaio de tração da liga de titânio .....	59
Tabela 8 - Propriedades mecânicas do ensaio de tração da liga de aço inoxidável.....	59
Tabela 9 - Valores de tenacidade à fratura dinâmica e outras propriedades.....	60

## Lista de símbolos e abreviaturas

a	comprimento da trinca em corpos de tenacidade à fratura
2a	comprimento total de uma trinca passante em uma chapa plana
$b_0$	ligamento original do corpo de prova
B	espessura do corpo de prova
Cdp	corpo de prova
E	módulo de elasticidade.
$E_i$	energia de iniciação para propagação de trinca
$E_p$	energia de propagação de trinca
$E_{pm}$	energia de carga máxima
$E_t$	energia total
J	integral – J
$J_{Id}$	tenacidade à fratura
K	fator de intensidade de tensão
$K_I$	fator de intensidade de tensão no modo I de abertura de trinca.
$K_{IC}$	fator de intensidade de tensão crítico em deformação plana – tenacidade à fratura quase estática
$K_{Id}$	tenacidade à fratura dinâmica
T (LS)	plano de fratura transversal ou direção metalográfica transversal em relação à direção de laminação da chapa
S (LT)	plano de fratura perpendicular ou direção metalográfica perpendicular em relação à direção de laminação da chapa
L (ST)	plano de fratura longitudinal ou direção metalográfica longitudinal em relação à direção de laminação da chapa
MFEL	Mecânica da fratura elástica linear.
MFEP	Mecânica da fratura elasto plástica.
P	carga aplicada
$P_m$	carga máxima
$P_i$	carga de iniciação de rasgamento dúctil da trinca
$P_e$	carga de escoamento
r	distância radial em coordenadas polares

$S_m$	deslocamento de carga máxima
$S_t$	deslocamento total
$t_t$	tempo total
$t_{pm}$	tempo de carga máxima
$W$	largura do corpo de prova
$Y = f(a/w)$	fator geométrico ou de forma.
$\delta$	deflexão ou deslocamento na linha de carga.
$\theta$	coordenada angular medida a partir do plano virtual de propagação da trinca
$\sigma_{yy}$	tensão normal ao plano da trinca no modo I
$v$	velocidade
ZDP	Zona plástica deformada
V	corpo de prova entalhado em V
PT	corpo de prova pré-trincado
TA	ensaio à temperatura ambiente
TE	ensaio à temperatura elevada, 400°C
TB	ensaio à temperatura baixa, -70°C

## Resumo

*Gregui, Ricardo Gratão (2005). Tenacidade à fratura dinâmica de ligas de titânio (Ti6Al4V) e de aço inoxidável (PH15-5). São Carlos. 2005 Dissertação de Mestrado - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.*

O presente trabalho visou determinar a tenacidade à fratura dinâmica,  $K_{ID}$ , primeiramente pelos conceitos da Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL) e posteriormente pela Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP),  $J_{ID}$ , em materiais que em operação podem estar sujeitos a impactos em diferentes temperaturas. Os materiais estudados, de uso na indústria aeronáutica, foram uma liga de titânio Ti 6Al 4V (norma SAE AMS 4911), na condição recozida e uma liga de aço inoxidável PH 15-5 (norma SAE AMS 5659), na condição H1000. Os corpos de prova pré-trincados e entalhados foram retirados nas orientações L-T e L-S, a fim de que fossem determinadas e comparadas a relação tenacidade/densidade ou tenacidade específica dos materiais estudados. Em seguida os corpos de prova foram ensaiados sob condições de carga dinâmica em uma máquina de ensaio Charpy instrumentado, marca Instron-Wolpert PW30, conforme a norma ASTM-E23, com velocidade de carregamento de 5,52 m/s e nas temperaturas de 23° C e 400° C. Os valores das tenacidades, posteriormente comparados e correlacionados, foram obtidos de acordo com as expressões matemáticas mencionadas na literatura. A razão entre as energias estimadas de iniciação ( $E_i$ ) e de propagação ( $E_p$ ), ( $E_i/E_p$ ), foi obtida a partir dos gráficos de carga-deslocamento x tempo. A determinação e caracterização dos aspectos macro e microscópicos da fratura foram realizadas através de microscopia ótica e de varredura. Em seguida, confrontaram-se os valores e os aspectos preponderantes dos mecanismos de fratura apresentados por cada material.

Palavras Chave: Tenacidade à fratura dinâmica, ensaio de impacto Charpy instrumentado, liga de titânio Ti6Al4V, aço inoxidável PH15-5.

## Abstract

*Gregui, Ricardo Gratão (2005). Dynamic fracture toughness of the titanium alloy (Ti6Al4V) and stainless steel (PH15-5). São Carlos. 2005 Dissertação de Mestrado - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.*

The present work aimed to evaluate the dynamic fracture toughness,  $K_{ID}$ , firstly using the Linear Elastic Fracture Mechanics parameter, (LEFM), and secondly using the Elasto-Plastic Fracture Mechanics (EPFM),  $J_{ID}$ . The materials used in this work are from aeronautic grade and are subjected to in service impact loads and temperature variation. The materials are a titanium alloy Ti 6Al 4V (standard SAE AMS 4911), in the annealed condition and a PH 15-5 stainless steel (standard SAE AMS 5659), H1000 condition. Both precracked and notched specimens were taken in the L-T and L-S directions, for the evaluation and comparison of the toughness/density ratio, i. e., the specific dynamic fracture toughness of the materials studied. Therefore, the specimens were tested under dynamic load using an Instron-Wolpert PW30 Instrumented Charpy Equipment, following the ASTM-E23 standard, with load speed of 5,52 m/s at 23 and 400 °C temperatures. The fracture toughness values were compared using mathematical expression from literature. The ration between the initiation ( $E_i$ ) and propagation ( $E_p$ ) energies, ( $E_i/E_p$ ), was obtained from the load-displacement x time. The characterization of the macro and microscopic aspects of the fracture mechanisms were carried out using optical microscope and scan electronic microscope. The fracture toughness values and the fractographic observations were correlated and compared for the two materials studied.

Key-word: Dynamic fracture toughness, Charpy Instrumented Impact Test, Titanium Alloy (Ti6Al4V), Stainless Steel Alloy (PH15-5)



## 1- INTRODUÇÃO

Ao longo da história, inúmeros acontecimentos catastróficos de falhas mecânicas, geraram prejuízos enormes e perdas de vidas humanas, levando a estudos mais específicos para seleção de materiais para projetos de engenharia. Assim, surgiram as teorias e estudos sobre a mecânica da fratura e análise de falhas, na tentativa de prever o comportamento mecânico de uma estrutura, componente ou elemento mecânico, por meio de ensaios mecânicos Delforge (1994).

Dentre os ensaios experimentais, a tenacidade dos materiais é comumente medida sob altas taxas de deformação, como num ensaio de impacto, induzindo ao material à fratura frágil. O ensaio de impacto, às vezes denominado ensaio de choque, é ainda um dos ensaios mais utilizados para estudo da tenacidade ao impacto, devido à sua confiabilidade, simplicidade, rapidez e baixo custo operacional.

Entretanto, este ensaio apresenta algumas limitações, sendo que a principal medida, a energia absorvida para fraturar o corpo de prova, é apenas um parâmetro qualitativo, sem utilização direta nos cálculos de projetos em engenharia.

Diversos fatores interferem no resultado da energia absorvida pelo corpo de prova ou na temperatura de transição dútil-frágil. De um modo geral, esses fatores podem ser divididos em fatores físicos e metalúrgicos. Os fatores

metalúrgicos são: composição química, tipo de tratamento térmico, tamanho de grão e a orientação dos corpos de prova. Taxa de deformação, tipo de entalhe, tamanho e forma dos corpos de prova são os fatores físicos.

As trincas ou defeitos tipo trincas, eventualmente presentes nestes componentes agem como intensificadores de tensão, nos quais, localmente, a tensão pode ser muito maior do que o limite de escoamento do material, levando a deformações plásticas localizadas.

A Mecânica da Fratura tem, no seu desenvolvimento teórico e experimental, a potencialidade necessária para prever se um determinado defeito, de uma dada dimensão, poderá propagar-se de uma maneira catastrófica sob a ação de um carregamento conhecido.

Assim, é possível a determinação real do coeficiente de segurança que um componente opera em serviço, relativamente à ocorrência de uma falha ou fratura catastrófica; podendo efetivamente eliminar o super dimensionamento e conseqüentemente proporcionar uma redução de peso, fator imprescindível em empreendimentos aeronáuticos.

Em todos os projetos de engenharia, a seleção bem-sucedida de um material de construção deverá sempre atender às solicitações e ambientes encontrados pelo componente em serviço.

A mudança repentina na tensão (e deformação) aplicada a um dado componente em serviço, como, por exemplo, decorrente da ação de uma carga

de impacto, pode causar a sua falha prematura pelo mecanismo de fratura, sendo o evento classificado como fratura dinâmica, Owen et al (1998).

O parâmetro da mecânica da fratura que mede a capacidade do material de resistir o início da fratura nestas condições de carregamento, na presença de uma trinca ou defeito pré-existente, é denominado de tenacidade à fratura dinâmica. Segundo os conceitos da Mecânica da Fratura Elástico Linear (MFEL), aplicado às fraturas dita frágil, ele é denominado  $K_{ID}$ ; de maneira análoga, se a fratura é essencialmente dútil, a Mecânica da Fratura Elásto-Plástica (MFEP) estabelece o parâmetro  $J_{ID}$ .

No presente estudo, tais parâmetros são aplicados na caracterização da resistência à iniciação do crescimento de trincas de uma liga de titânio e outra de aço inoxidável endurecível por precipitação, ambas de ampla aplicação na indústria de construção aeronáutica.

## **2- OBJETIVOS**

O objetivo principal deste projeto de pesquisa é determinar a tenacidade à fratura dinâmica de uma liga de titânio e de uma liga de aço inoxidável, em duas temperaturas de ensaio 23°C e 400°C, sob condições de carregamento dinâmico por impacto em uma máquina de ensaio Charpy totalmente instrumentada, para posterior comparação dos valores, comparando-os em virtude da relação tenacidade específica.

Descrever os aspectos exibidos pela superfície fractográfica, utilizando a técnica de análise de microscopia eletrônica de varredura, estereoscopia, caracterizando o tipo da fratura e os micromecanismos de propagação de trincas sob cargas de impacto.

Correlacionar os valores de tenacidade à fratura dinâmica,  $J_{ID}$  de acordo com os critérios de validade conferidos pela norma ASTM-E1820 (2001).

Difundir a mecânica da fratura e colaborar para a avaliação da integridade estrutural de ligas metálicas de grau aeronáutico e a análise de falhas de componentes estruturais aeronáuticos.

### **3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

#### **3.1 - Introdução às ligas de titânio**

A excelente relação resistência específica das ligas de titânio, é o principal fator que conduziu, ao final da segunda grande guerra, sua ampla e crescente aplicação na indústria aeroespacial, apesar dos custos relativamente elevados para sua extração.

As aplicações desse material são as mais diversas, geralmente dedicado para altas temperaturas, solicitações extremas, em ambientes de carregamento severo, meios salinos com elevada resistência à corrosão sob tensão, vida em fadiga comparável aos materiais ferrosos, com excelente

conformidade e rigidez. Essas características fazem do titânio, um candidato diferenciado na seleção de materiais, único e muitas vezes imprescindível para determinadas aplicações.

### 3.1.1 – Metalurgia do titânio e suas ligas

Nas temperaturas inferiores a 882°C, o titânio tem estrutura hexagonal compacta HC, fase alfa. Acima desta temperatura ocorre a variedade alotrópica beta, cúbica de corpo centrado CCC, fase  $\beta$ . O titânio tem grande afinidade pelos elementos hidrogênio, carbono e oxigênio, todos formadores de soluções sólidas intersticiais, como estes elementos reduzem a tenacidade, tanto na temperatura ambiente como em baixas temperaturas, para aplicações com solicitações extremas ou sub-zero, é recomendado o uso de ligas com teores intersticiais extremamente baixos.

Em ligas de titânio, os elementos adicionados agem como estabilizadores da fase alfa, estrutura hexagonal compacta, presente no titânio puro abaixo de 882°C ou da fase  $\beta$ , cúbica de corpo centrado, existente acima dessa temperatura. Assim, elementos como alumínio, oxigênio, carbono e nitrogênio, aumentam a temperatura de transição e são, portanto, estabilizadores da fase alfa; vanádio, molibdênio, manganês, cobre, cromo e ferro são estabilizadores da fase beta.

O alumínio é o elemento de liga mais utilizado pelo seu efeito na redução da densidade e por acarretar endurecimento por solução sólida. O

máximo teor de alumínio adicionado é normalmente limitado em 7% em função do aparecimento intersticial do composto  $Ti_3Al$  causador de fragilização.

### 3.1.2 - Classificação do Titânio e suas ligas

O titânio e suas ligas são classificados de acordo com o seu grau de pureza e estrutura cristalina:

#### a) Titânio comercialmente puro:

O titânio puro 99% a 99,05%, apresenta em sua microestrutura a fase alfa, HC e é endurecido por elementos em solução sólida. Este material resiste à maior parte dos ácidos em função da excelente resistência à corrosão até 480°C, apresenta também boa soldabilidade, excelente condutor de calor e de fácil fabricação. Do ponto de vista de resistência, entretanto, é bastante limitado, com limite de resistência à tração de até 485 MPa.

#### b) Liga de Titânio Alfa ( $\alpha$ ):

Visto acima, que as ligas de fase alfa tem baixa resistência mecânica e excelente resistência à corrosão, melhorias sensíveis na resistência mecânica são obtidas pela adição de estabilizadores da fase alfa, como o alumínio. Adições de estanho produzem mais endurecimento por solução sólida, sem

reduzir significativamente a ductilidade. A liga Ti5Al2.5Sn, é uma composição freqüentemente utilizada, respondendo por cerca de 25% do consumo mundial das ligas de titânio. Esta liga tem boas propriedades criogênicas e é freqüentemente utilizada em indústrias de papel e celulose, química, petroquímica e naval.

c) Liga de Titânio Beta ( $\beta$ ):

As ligas beta são fáceis de conformar mecanicamente, apresentam uma deformabilidade acentuada, em virtude da fase beta ser CCC, ela tem a vantagem de ter melhor resposta para a conformação plástica do que a fase alfa e endurecem por tratamento térmico (solubilização + envelhecimento), são preferidas quando a resistência elevada é necessária, mas têm densidade mais elevada. O exemplo clássico deste tipo de liga seria a Ti13V11Cr3Al. Aplica-se em componentes da indústria aeroespacial e tubos na indústria petroquímica.

d) Liga de Titânio Alfa ( $\alpha$ ) – Beta ( $\beta$ ):

As ligas Alfa ( $\alpha$ ) – Beta ( $\beta$ ), têm a melhor associação entre uma boa resistência mecânica, boa deformabilidade e uma menor densidade entre as ligas de titânio, Apresentam um comportamento semelhante a ligas alfa e são

também utilizadas, principalmente, quando a resistência à temperatura elevada é desejada, dado o efeito do mecanismo de fluência.

Essas ligas apresentam ainda, uma pequena quantidade de estabilizantes beta, e formam uma mistura das fases alfa e beta ao serem resfriadas na região da fase beta. A redução de peso obtida em componentes rotativos de turbinas (44% em palhetas e 20% em discos) justifica o interesse crescente nessas ligas, já aplicada presentemente em temperaturas de até 500 °C. Além disso, nesta categoria se enquadra a maior parte das ligas comerciais disponíveis.

### **3.2 – Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação**

O endurecimento por precipitação ocorre quando partículas finamente dispersas de uma segunda fase precipitam-se no interior da matriz, através de tratamentos térmicos adequados. Assim, como outros tipos de obstáculos, as partículas de segunda fase atuam dificultando a movimentação das discordâncias pelos planos de deslizamento. Em geral, isto pode ocorrer por dois meios: uma discordância pode cortar ou contornar uma partícula de segunda fase. Em ambos os casos, ocorre um aumento na resistência ao deslizamento da discordância, ou seja, endurecimento do material.

Particularmente, no caso dos aços martensíticos, as principais modificações foram a redução do teor de níquel e a adição de outros

elementos (principalmente o cobre) para promover o aparecimento de precipitados.

De uma forma geral, os aços martensíticos endurecíveis por precipitação combinam resistência à corrosão equivalente a dos aços austeníticos, como o aço AISI 304, com propriedades mecânicas elevadas, comparáveis àquelas dos aços inoxidáveis martensíticos.

Grande parte do endurecimento destes aços ocorre durante o tratamento térmico de envelhecimento, quando acontece a precipitação na matriz martensítica. Assim, na condição de solubilizado estes aços são de fácil usinagem. Como o envelhecimento é realizado a temperaturas relativamente baixas e a variação dimensional é pequena, os problemas de distorção, trincas e descarbonetação após o endurecimento são praticamente eliminadas.

### **3.3 – Tenacidade à fratura**

A definição de tenacidade à fratura, é capacidade do material absorver energia antes e durante o processo de fratura, isto é, de resistir à presença de um defeito. Esse comportamento depende da intensidade do campo de tensões aplicado ao material, sendo que este material pode apresentar um comportamento elástico e/ou plástico, conforme ilustrado na Figura 2 - Variáveis abordadas pela mecânica da fratura.

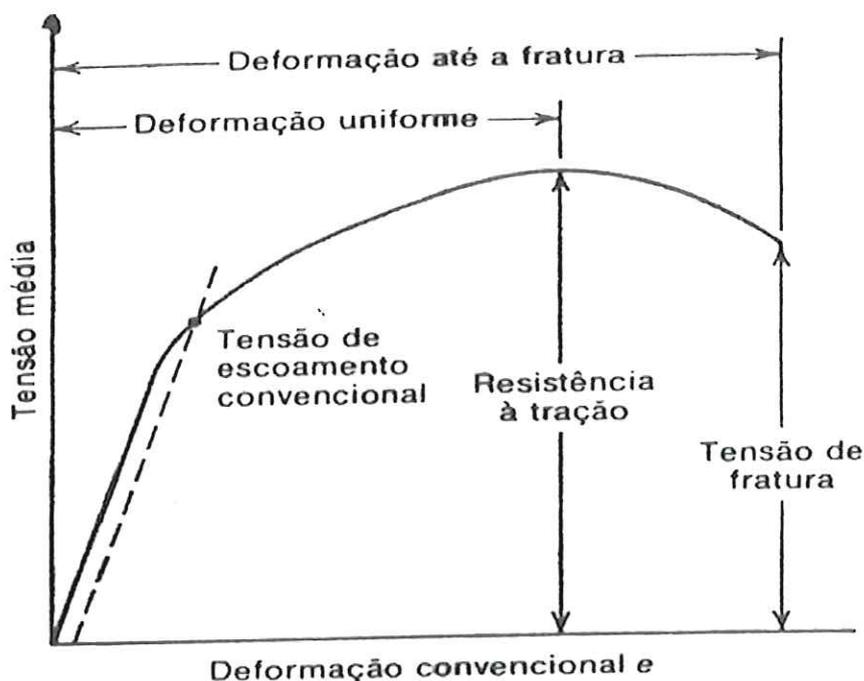


Figura 1- Curva tensão-deformação gerada em um ensaio convencional de tração

O comportamento elástico caracteriza-se como um comportamento reversível, no qual o material retorna à sua forma original, quando as cargas externas são removidas, definido assim, o termo resiliência, Meguid (1989). A plasticidade pode ser descrita como o comportamento de corpos que se deformam permanentemente sob a ação de forças externas. Com isto, pode-se dizer que a tensão que separa o comportamento elástico do plástico do material é o seu limite de escoamento, Askeland (1994).

Entretanto, o conceito da mecânica da fratura assume que, defeitos do tipo "trincas" existem em um corpo sólido e que eles são suficientemente grandes quando comparadas com algumas dimensões características da microestrutura. Estes defeitos agem como intensificadores de tensões, em

que, localmente, a tensão pode ser maior do que o limite de escoamento do material, levando a deformações plásticas localizadas.

A tenacidade de um dado material é uma medida da energia absorvida antes e durante o processo de fratura. Assim, a tenacidade indica a quantidade de trabalho realizado pelo material no processo de fratura.

Comumente emprega-se a denominação “frágil” ou “dútil” para distinguir falhas ou materiais caracterizados por possuírem baixa ou alta tenacidade. Designa-se um material classificado como dútil (tenaz), quando o mesmo, absorve uma considerável quantidade de energia antes da ruptura final, destacando na curva carga-deformação um escoamento plástico generalizado.

Conseqüentemente, um material que absorve pouca energia antes da ruptura e a curva carga-deformação apresenta pouco ou nenhum escoamento plástico, rompendo no ponto de carga máxima, descrevendo um comportamento linear, é considerado pouco tenaz e tende a romper-se de maneira frágil.

Dentre os tipos de fratura, a fratura por clivagem é a forma mais comum de fratura frágil que pode ocorrer em materiais cristalinos. A probabilidade de se encontrar fratura por clivagem é acentuada, quanto menor for a temperatura de serviço e quanto maior for a taxa de deformação. Entre os modos completamente dútil e frágil, ocorre uma região de transição conhecida como dútil-frágil. Abaixo desta transição, a fratura necessita de pouca energia para avançar e o material comporta-se de uma maneira frágil, Broek (1994).

A tenacidade pode ser medida por diferentes ensaios, sob diferentes taxas de deformação e temperaturas. Embora a área sob a curva tensão x deformação, obtida num ensaio de tração clássico, seja uma medida da tenacidade, ela é pouco utilizada para caracterizar o comportamento à fratura dos materiais.

Uma vez que a fratura geralmente ocorre em uma região onde a deformação localizada é muito alta, Askeland (1999). A medida de tenacidade mais comumente aceita está correlacionada com a resistência que o material oferece a propagação de um defeito aguçado do tipo "trinca".

### **3.4 – A Mecânica da Fratura**

A mecânica da fratura é uma ciência, que tem a habilidade de estudar o comportamento de materiais, sujeitos a um carregamento conhecido, na presença de um defeito. O desenvolvimento de novos materiais, com uma enorme variedade de microestruturas, resultantes dos diversos processos de fabricação e tratamentos térmicos, juntamente com as novas técnicas construtivas e a crescente responsabilidade envolvida em projetos de alto risco, como por exemplo, em aeronaves, tem exigido dos engenheiros projetistas um maior grau de confiabilidade na capacidade dos materiais suportarem certos níveis e condições de solicitação em serviço, sem que ocorra fratura frágil.

Este tipo de fratura pode acontecer por várias razões: queda da tenacidade do material, propagação estável de trinca por fadiga e corrosão sob tensão. A questão que se coloca, tecnologicamente, é como traduzir todos os fatores que possibilitam o surgimento deste tipo de falha brusca nos materiais, com parâmetros familiares aos engenheiros, qual seja, distribuição de tensões, modo de carregamento e existência de entalhes, trincas e falhas de origem diversas, que atuam reconhecidamente como concentradores de tensão, Fonshtein (1976). Isto se torna possível através da mecânica da fratura.

A teoria da mecânica da fratura foi primeiramente estudada por volta de 1920, por Griffth que observou que uma trinca dentro de um material submetida a uma determinada tensão, apresentava um comportamento característico ao tipo de material e ao tamanho da trinca. Porém, a teoria de Griffth não considerava a deformação plástica sofrida pelo material, Irwin introduziu o termo relacionado à energia de deformação plástica.

A mecânica da fratura correlaciona três variáveis, sendo elas, o tamanho do defeito, a tensão aplicada e a tenacidade à fratura. Essas variáveis são diretamente dependentes uma das outras, a

Figura 2 ilustra as variáveis abordadas pela mecânica da fratura.

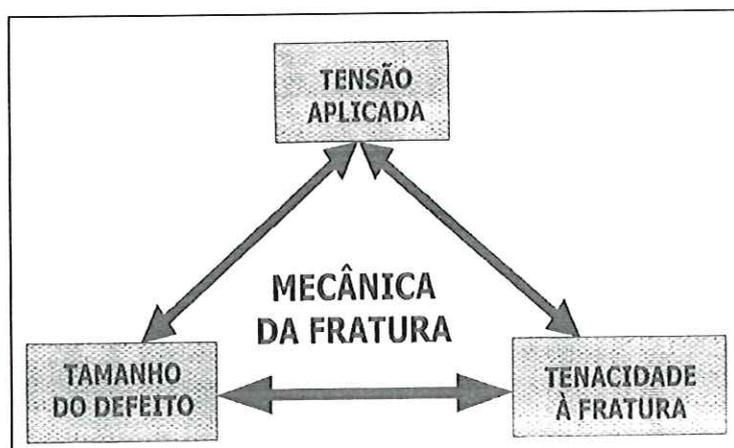
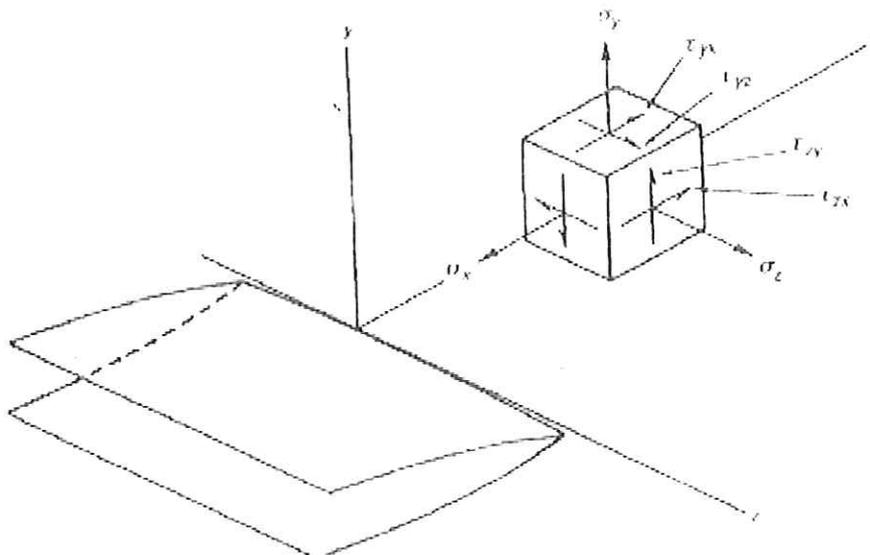


Figura 2 - Variáveis abordadas pela mecânica da fratura

Quando submetido ao ensaio, o material tendo condições físicas apresenta o sistema de coordenadas esquematizado na Figura 3, onde demonstra o estado de tensões à frente de um concentrador de tensão (trinca), por meio de uma análise tensorial, onde há tensões no estado bi-axial,  $(\sigma_y + \sigma_x)$  e tensões no estado tri-axial cisalhante,  $(\sigma_y + \sigma_x + \sigma_z)$ .



**Figura 3** - Sistema de coordenadas e estado de tensões a frente da ponta da trinca.  
[ASTM E399]

A mecânica da fratura é um método de análise do comportamento a fratura de materiais, em termos dos parâmetros estruturais anteriormente citados (tensão e tamanho de defeitos). Além disso, os seus conceitos são suficientemente abrangentes de modo a incluir tanto situações de fratura elástica linear, como também elásto-plástica, e cujos fundamentos teóricos serão vistos a seguir.

### 3.4.1 – A Mecânica da Fratura Elástica-Linear (MFEL)

De forma geral, a mecânica da fratura elástica-linear, permite a determinação do tamanho crítico de trincas apenas nos casos em que o escoamento localizado à frente da trinca está restrito a uma região muito

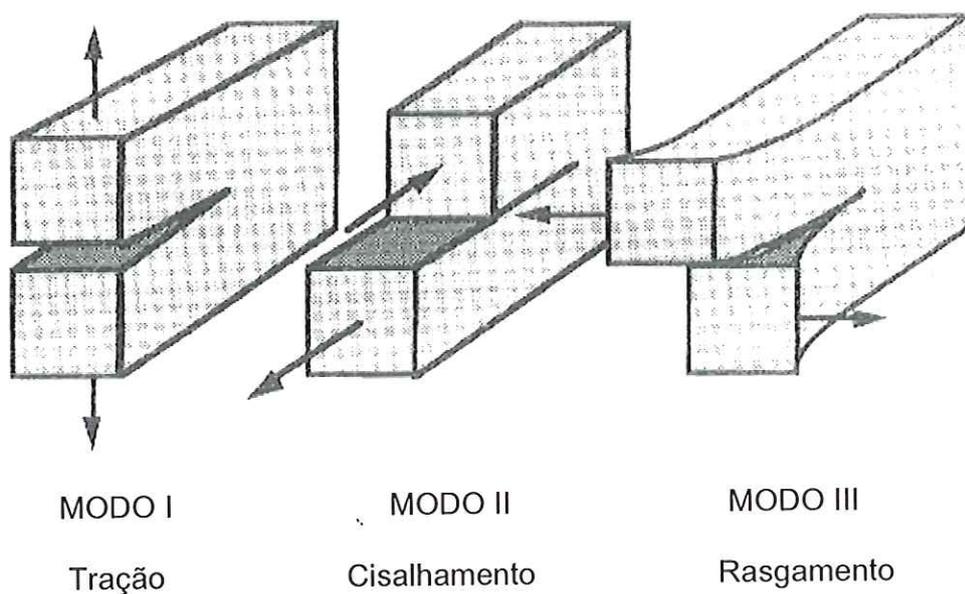
reduzida com relação às dimensões do componente que a contém. Em continuidade ao trabalho proposto por Inglis (1913) que relaciona a tensão máxima na frente da trinca para materiais isotropicamente elástico, Griffith (1920) mostrou que, para haver fratura frágil do material, não é necessário que esta tensão máxima atinja o limite de resistência teórica em toda a seção da peça que contém a falha. Para tanto, basta que este valor seja alcançado na extremidade de um trinca pontiaguda existente no mesmo.

O comportamento do campo de tensões na ponta de uma trinca é realizado levando-se em consideração três tipos básicos de carregamento, com os seguintes deslocamentos descritos abaixo e conforme ilustrado na Figura 4.

**Modo I** – carregamento em tração, com a direção de deslocamentos das superfícies da trinca perpendicularmente a si mesmas.

**Modo II** – carregamento em cisalhamento (escorregamento), com a direção de deslocamentos das superfícies da trinca paralelamente a si mesmas e perpendicularmente à frente de propagação.

**Modo III** - carregamento de cisalhamento (rasgamento), com a direção de deslocamentos das superfícies das trincas paralelamente a si mesmas e à frente de propagação.



**Figura 4** - Modos de carregamento para a abertura de uma trinca, ASTM E1823.

Para cada tipo de carregamento a qual está submetido à trinca, o fator de intensidade de tensões, calculado naquelas condições, recebe o índice correspondente em questão. O carregamento em modo I reflete a situação mais crítica, sendo assim, é o que apresenta maior interesse nos ensaios de tenacidade à fratura.

A espessura de um componente exerce forte influência sobre o estado de tensão na ponta da trinca, podendo predominar tensão plana ou deformação plana. Em uma chapa fina, por exemplo, a tensão  $\sigma_z$  pode atingir valor consideravelmente pequeno devido à relativa ausência de material ao longo de sua espessura (eixo Z). Assim:

$$\sigma_{zz} \cong 0 \quad (1)$$

Quando se trata de espécimes com espessura suficientes para criar um estado de deformação plana,  $\epsilon_z$ , pode atingir o valor correspondente à ( $\epsilon_z = 0$ ).

Neste caso tem-se:

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (2)$$

onde  $\nu$  é o coeficiente de Poisson

Contudo, os componentes ou estruturas mais espessos onde predomina a condição e o estado de deformação plana, estão menos sujeitos ao escoamento plástico, o que leva a menores índices de ductilidade e de tenacidade quando comparados aos componentes mais finos, onde predomina o estado de tensões plana.

#### 3.4.1.1 – O fator K de intensidade de tensão

Uma outra observação de Irwin relaciona-se com a distribuição do campo de tensões elásticas em torno de uma trinca elíptica, a partir das expressões desenvolvidas por Westergaad (1939). Irwin definiu o fator de intensidade de tensão K, no modo I, modo mais crítico de carregamento, onde gera resultados mais conservativos de estimativa de tenacidade à fratura dos materiais.

O valor crítico de K, para a qual a trinca se propaga instável ou catastróficamente, é definido como tenacidade à fratura. No caso de tensão

plana e partindo da teoria da elasticidade, estas tensões são descritas na Figura 5, que mostra  $K_I$  como sendo o parâmetro que descreve o campo de tensões elásticas lineares à frente de uma trinca, Anderson (1995).

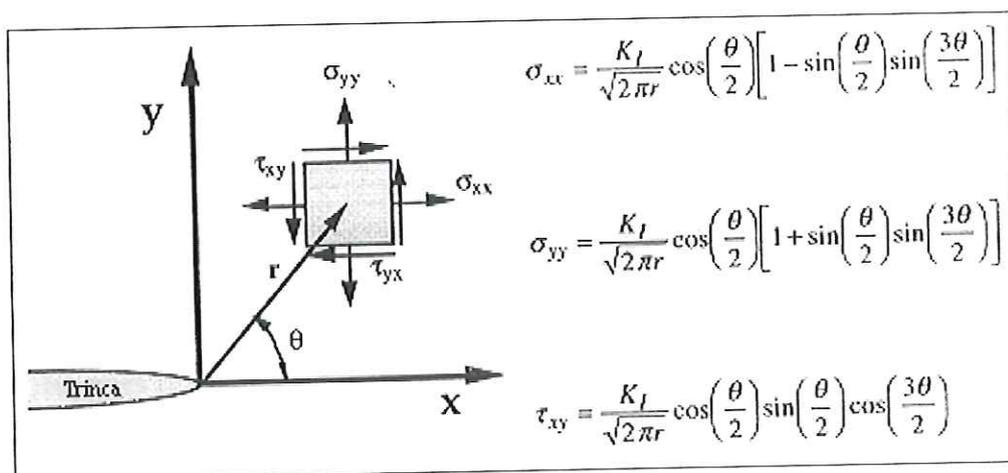


Figura 5 - Tensões próximas à frente de uma trinca em um sólido elástico ASTM1823.

Onde:

$\sigma_{xx}$  é a tensão paralela ao plano de propagação da trinca.

$\sigma_{yy}$  a tensão normal ao plano da trinca.

$\tau_{yx}$  e  $\tau_{xy}$  são as tensões cisalhantes no plano xy

r a distância entre a ponta da trinca e o elemento de volume elástico avaliado.

$\theta$  o ângulo entre o plano da trinca, e o em que se encontra o elemento de volume.

Para  $\theta = 0^\circ$ , isto é, na análise de um elemento de volume situado exatamente sobre o plano virtual de propagação da trinca, define-se (Irwin):

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} \left\{ \sqrt{2\pi r} \sigma_{yy} / \theta = 0 \right\} \quad (3)$$

Irwin chamou a atenção para o fato de que sob condições elásticas, esta distribuição de tensões na frente da trinca é sempre o produto de duas grandezas: a primeira se compõe de dois termos mensuráveis, respectivamente a tensão e raiz quadrada do comprimento da trinca, e a outra é uma função do ponto considerado.

A partir desta observação, Irwin definiu um novo parâmetro K, denominado fator de intensidade de tensão, que especifica a distribuição das tensões elásticas ao redor da trinca. Este fator, nada mais é do que a força motriz necessária para a propagação da trinca. Para o caso de uma chapa com dimensões infinitas, contendo uma trinca planar passante de comprimento  $2a$ , e carregada remotamente por uma tensão trativa uniaxial  $\sigma$ , perpendicular ao plano da trinca, a expressão para o fator de intensidade de tensão é:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (4)$$

Entretanto, para estruturas finitas, K depende diretamente do fator geométrico do componente ou corpo de prova avaliado, (Y), da tensão aplicada, ( $\sigma$ ), e do comprimento da trinca, (a).

$$K_I = Y \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \quad (5)$$

Onde,  $\sigma$  é a tensão remota aplicada e  $Y$  é chamado de fator geométrico ou de forma, e pode ser representado por uma função flexibilidade,  $f(a/W)$ . Os valores de  $Y$ , podem ser encontrados na literatura, Anderson, (1995).

Apesar de ter sido desenvolvido para materiais elásticos lineares, o conceito continua válido para materiais que apresentam uma zona plástica pequena e localizada na frente da trinca, ou seja, sob condição de escoamento restrito ou em pequena escala, relativamente às dimensões principais do componente ou corpo de prova analisado, Anderson, (1995).

A Figura 6 ilustra esquematicamente em gráfico a tensão normal,  $\sigma_{yy}$  em função da distância à ponta da trinca,  $r$ . Tensões longe da ponta da trinca são governadas pelas condições de contorno remotas. Por exemplo, se uma estrutura trincada é submetida a uma tensão de tração remota,  $\sigma_{yy}$ , esta tensão se aproxima de um valor constante,  $\sigma_{\infty}$ . Pode-se assim definir uma zona de singularidade dominante como a região onde as equações da Figura 6, que descrevem os campos de tensões, na proximidade da ponta da trinca.

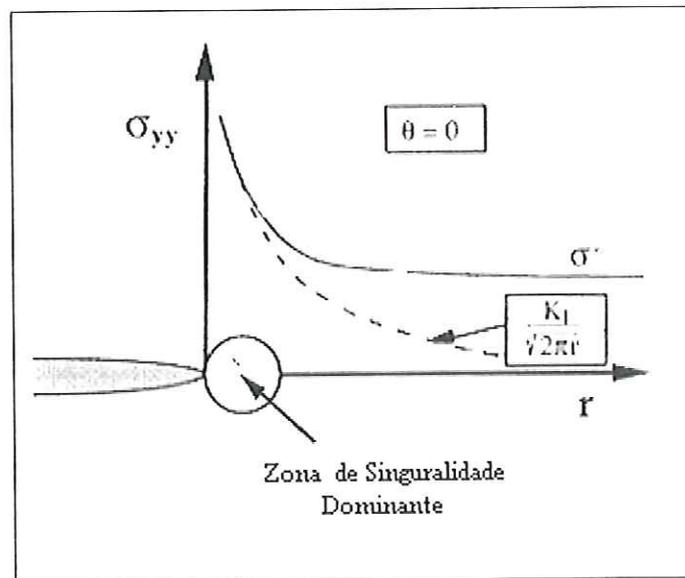


Figura 6 - Tensão normal ao plano de trinca em modo I, Anderson, (1995).

Assim, se o valor de  $K$  é conhecido será possível determinar todos os componentes de tensão, deformação e deslocamento em função de  $\theta$  e  $r$ .

### 3.4.2 – A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

A mecânica da fratura elástica linear, somente é válida quando a zona plástica formada for pequena se comparada ao tamanho da trinca ou de outras dimensões do corpo de prova, ou seja, quando o material encontra-se, essencialmente em condições elásticas lineares. Entretanto, em muitas situações práticas, o material pode estar sujeito a condições que o levam à formação de uma grande zona plástica à frente da trinca. Neste caso, o

comportamento do material será descrito em uma análise baseada na mecânica da fratura elasto-plástica.

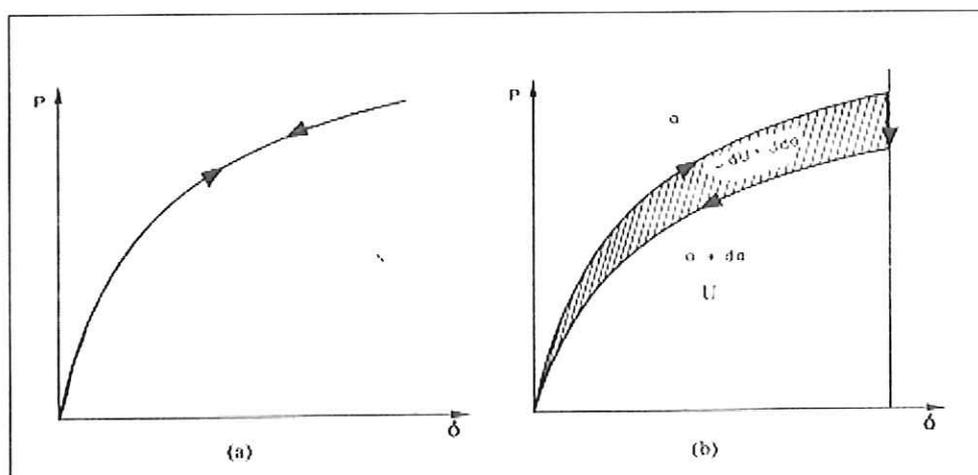
A teoria da mecânica da fratura com base na intensidade do campo de tensões, também pode ser desenvolvida, pelo critério da energia elástica liberada com a propagação da trinca. Rice introduziu o conceito da integral J, que caracteriza as relações tensão-deformação num sistema elasto-plástico. A idéia central para o desenvolvimento de J foi a de que o comportamento elasto-plástico pudesse ser estipulado pelo elástico não linear.

Na avaliação inicial de J, (Rice) através de métodos analíticos aplicados a geometrias extremamente simples sem qualquer interesse prático e a notável dependência de J com a carga (P) e o deslocamento na linha de carga ( $\delta$ ), permitiram as primeiras tentativas de avaliação de J via ensaios mecânicos em aço NiCrMo ( Begley & Landes- 1971). Porém em virtude dos processos de extrapolação duvidosos decorrentes da necessária limitação ao grau de não – linearidade das curvas  $P \times \delta$ , inviabilizaram o método como processo de rotina.

Em 1968, Rice propôs outro parâmetro para caracterizar o comportamento não linear do material na ponta da trinca. Pela idealização da deformação plástica da ponta da trinca como sendo elástica não linear, Rice foi capaz de generalizar o conceito de taxa de liberação de energia, ou força para extensão da trinca, para materiais não lineares. Foi demonstrado que esta taxa não linear de energia liberada pode ser expressa como uma integral de

linha denominada de Integral-J, e que esta integral independe do caminho de integração ao longo de um contorno envolvendo apenas a ponta da trinca.

Por outro lado, é possível mostrar matematicamente que esta integral está relacionada com a derivada da energia potencial do espécime ( $U$ ) em relação ao comprimento da trinca. Uma interpretação física de  $U$  e da sua derivada está representada na Figura 7, que ilustram os comportamentos elástico não linear e elasto-plástico de um corpo sólido, respectivamente.

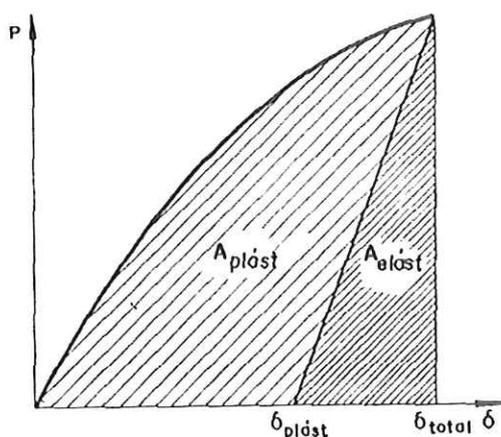


**Figura 7** - (a) Comportamento elástico não-linear de um corpo sólido. (b) A integral-J idealizada para o comportamento elasto-plástico, Anderson (1995)

O significado físico de  $J$  para o comportamento elasto-plástico é de uma medida da intensidade dos campos de tensão e deformação elasto-plásticas característicos da ponta da trinca.

### 3.4.2.1- A operacionalização da Integral J

A análise da integral-J, foi feita inicialmente via métodos puramente teóricos, utilizando configurações extremamente simples e sem interesse prático. Significativos esforços foram realizados visando relacionar J diretamente ao trabalho realizado pelo corpo de prova, sendo descrito pela área sob o gráfico de carga em função do deslocamento,  $P \times \delta$ , como demonstra a Figura 8.



**Figura 8** - A integral-J como função da área sob a curva carga em função do deslocamento, Anderson(1995)

O pioneirismo experimental de J foi então desenvolvido por Rice e, independentemente, por Sumpter (1973), que tomaram a definição básica de integral-J, para o caso de uma barra trincada fletida sob três pontos, conforme ilustrado na Figura 9.

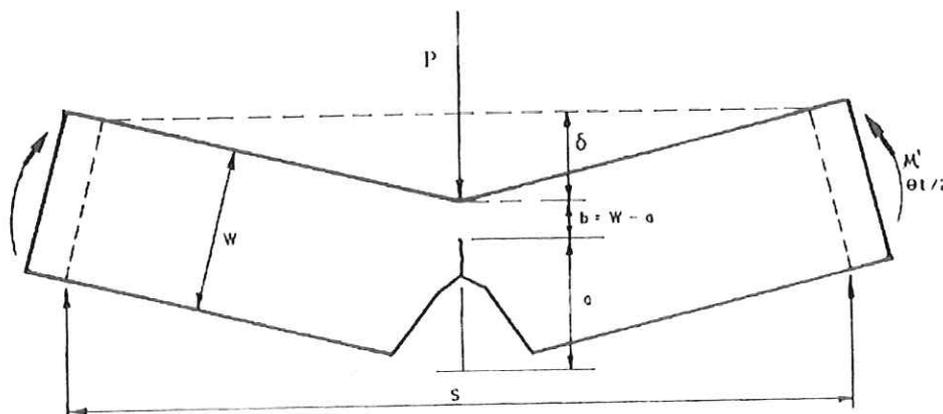


Figura 9 - Ilustração de uma barra trincada fletida sob três pontos

$$J = \frac{2}{W - a} \int_0^{\theta_c} M' \cdot d\theta_c \quad (8)$$

Onde:

$W$  é a largura do corpo de prova.

$a$  é o comprimento da trinca.

$M'$  é o momento fletor por unidade de espessura do corpo de prova.

$\theta_c$  é a parcela de contribuição da trinca ao ângulo total de flexão  $\theta_t$ .

Levando a uma expressão relacionando  $J$  ao trabalho elasto-plástico, dado por:

$$J = 2A/b \quad (9)$$

Onde:

$A$  é a área total sob o diagrama carga ( $P$ ) vs deslocamento ( $\delta$ ), na figura 9

$b$  é o ligamento do corpo de prova.

### 3.5 - Expressões empíricas para o cálculo da tenacidade à fratura dinâmica elasto-plástica, $J_{ID}$

Para materiais que apresentam um comportamento mecânico essencialmente dútil, os valores de  $J_{ID}$  são calculados pela equação de Rice, derivada no estágio inicial da integral-J:

$$J_{Id} = \frac{2E}{B(W - a)} \quad (10)$$

Onde:

$E$  é termo de energia absorvida na propagação da trinca

$B$  é a espessura do corpo de prova

$W$  é a largura do corpo de prova

$a$  é o comprimento da pré-trinca

$b = W - a$ ,  $b$  é o ligamento do corpo de prova

Para materiais dúcteis, o ponto de início de propagação da trinca pode ser simplesmente assumido como sendo o de carga máxima ( $P_m$ ), ou então, de modo mais complexo e preciso, sendo detectado pelo método da taxa de variação da flexibilidade elástica. Esse método é basicamente definido pela equação (11), Angamuthu (1999)

$$\frac{\Delta C}{C} = \frac{C - C_{el}}{C_{el}} \quad (11)$$

Onde:

$\Delta C / C$  = taxa de mudança da flexibilidade elástica do corpo de prova

$C$  = secante da flexibilidade

$C_{el}$  = flexibilidade elástica

Este método consiste em se registrar a deformação e a brusca mudança do ponto do gradiente da flexibilidade, tal como ilustrado na Figura 10, indicando o ponto exato onde ocorre o início da propagação da trinca, Bank (1998). O princípio de funcionamento do método da flexibilidade é estabelecido com base nas seguintes etapas de deformação do corpo de prova:

- 1- Estágio de deformação elástica, desde que a flexibilidade elástica seja considerada constante,  $\Delta C / C = 0$ .
- 2- Estágio de deformação plástica,  $\Delta C / C$  apresenta o aumento da constante (flexibilidade), e o aumento de  $\Delta C / C$  é dependente do expoente de encruamento do material.
- 3- Quando a trinca inicia, há um aumento de  $\Delta C / C$  e observa-se uma diminuição da área resistente do corpo de prova.

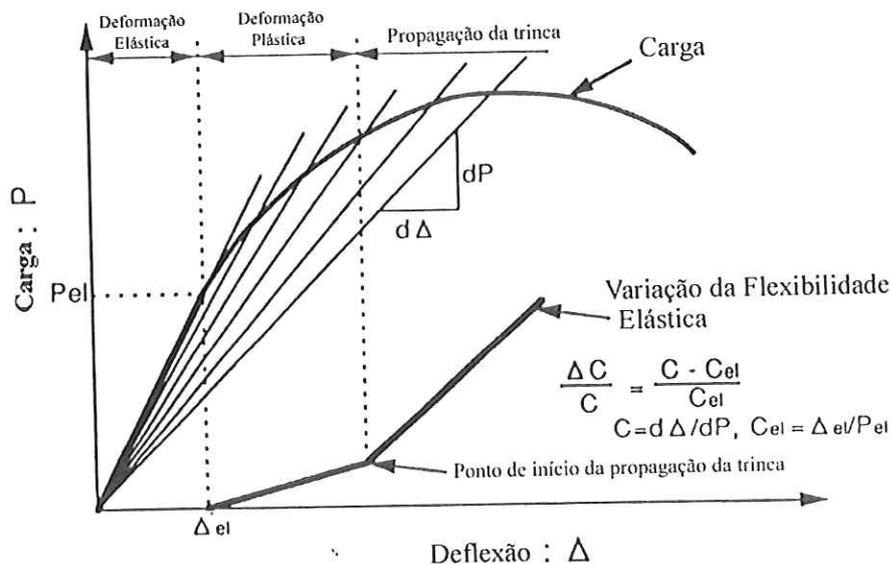


Figura 10 - Método da taxa de variação da flexibilidade elástica, Kobayashi(1984)

Neste trabalho, foi utilizado um programa computacional Matlab para tratamento dos pontos do gráfico, carga em função do deslocamento, gerados pelos sensores do sistema instrumentado de impacto, sendo especialmente desenvolvido para o cálculo do ponto do início de propagação de trinca dútil, e é descrito detalhadamente em materiais e métodos. Sendo assim, para a determinação de JID, é sabido que, para materiais dúcteis o início da propagação da trinca se origina entre a carga de escoamento e a carga de resistência, Jian et all (2003).

$$J_{Id} = \frac{2E_i}{B(W-a)} \quad (12)$$

Onde:  $E_i$  é a energia absorvida até o início de propagação da trinca

### 3.6 - Expressões empíricas para o cálculo da tenacidade à fratura dinâmica elástica-linear, $K_{ID}$

Para materiais exibindo um comportamento mecânico essencialmente frágil, quando o início do crescimento da trinca ocorre próximo ao ponto de carga máxima e o gráfico, força em função do deslocamento, apresenta um escoamento generalizado, o parâmetro KID, Kobayashi (2002), é obtido por :

$$K_{Id} = \frac{6YM(a)^{0,5}}{BW^2} \quad (13)$$

$$Y = 1,93 - 3,07(a/W) + 14,53(a/W)^2 - 25,11(a/W)^3 + 25,8(a/W)^4 \quad (14)$$

$M$  é o momento de fletor aplicado  $\equiv P_m S / 4$

$S$  é a distância entre os apoios

Para corpos de prova do tipo flexão em 3 pontos em padrão Charpy do tipo A, pré-trincados a uma razão de  $a/W = 0,2$ , o valor de  $K_{ID}$  pode ser estimado pela equação (15), Zhu et all (1999).

$$K_{Id} = 4,67P_m \quad (15)$$

Onde :

$P_m$  é o valor da carga máxima em kN.

### 3.7 – Derivação de $J_{ID}$ a partir de $K_{ID}$

Sob condições especiais, ou seja, no regime de transição MFEL  $\leftrightarrow$  MFEP a seguinte relação pode ser aplicada, Perosanz et all (1998):

$$J_{ld} = \frac{K_{ld}^2}{E} \quad (16)$$

Onde :

E é o módulo de elasticidade do material.

Para se checar a validade dos resultados de tenacidade à fratura elasto-plástica,  $J_{ld}$ , são aplicadas as expressões (17) e (18) proposta por Angamuthu (1999), que se baseiam nas diretrizes estabelecidas pela norma E1820 .

$$W, b \geq 25 (J_{ld} / \sigma_{yd}) \quad (17)$$

$$\sigma_{yd} = 2,85 P_y W / (Bb^2) \quad (18)$$

Onde:

$\sigma_{yd}$  é o limite de escoamento dinâmico

b é o comprimento do ligamento do corpo de prova, W-a .

### 3.8 – Ensaio de Impacto Charpy instrumentado

Em muitas situações de engenharia, um material pode estar sujeito a variações bruscas no seu campo de tensões, como também no seu estado de deformação. O ensaio de impacto possui uma elevada taxa de deformação imposta ao espécime, que favorece aos materiais se comportarem de maneira frágil na presença de um concentrador de tensão.

O tipo de solicitação, a taxa de deformação e a ação do meio são exemplos de fatores que afetam a resposta dos materiais sob ação de forças. Por esta razão, existe uma grande variedade de ensaios que possibilitam avaliar o comportamento dos materiais sob diferentes condições de carregamento.

Em termos aplicativos o ensaio de impacto vem sendo muito utilizado pela indústria para controle das propriedades de tenacidade. Um valor muito baixo de energia pode sugerir, por exemplo, que o processo de tratamento térmico provocou algum tipo de fragilização ou que a composição química do material pode estar fora das especificações de projeto.

Este ensaio mecânico também é utilizado para a determinação da temperatura de transição dútil-frágil, que ocorre em muitos metais pertencentes ao sistema cristalino cúbico de corpo centrado CCC e hexagonal compacto, HC. Onde, vários corpos de prova são ensaiados em diferentes temperaturas e o resultado é uma curva, que mostra a transição do comportamento dútil (alta energia absorvida), para um comportamento frágil (baixa energia absorvida).

Os materiais do sistema cristalino cúbico de face centrada, CFC, tais como aços austeníticos e ligas de alumínio, em geral, não apresentam este tipo de comportamento, Milan et al (2004).

Em uma análise simples, um componente fratura porque as tensões aplicadas excedem a resistência do material. A fratura é o resultado final do

processo de deformação plástica. Os ensaios de impacto são assim denominados por serem ensaios dinâmicos onde altas taxas de deformação estão envolvidas.

A resposta a esse tipo de solicitação é expressa através de uma função transiente no tempo. Os principais responsáveis pela maioria das falhas do tipo frágil que ocorrem em serviço são:

- descontinuidades que introduzem um estado triaxial de tensões, tal como o que existe em um entalhe,
- altas taxas de deformação,
- temperatura baixa.

Entretanto, para materiais frágeis, a presença de um entalhe pode ser dispensável. Uma vez que estes efeitos são acentuados a uma taxa de carregamento elevada, vários tipos de ensaios de impacto têm sido utilizados para determinar a suscetibilidade dos materiais à fratura frágil, Dieter (1981).

Os ensaios Charpy e Izod são refinamentos de ensaios que foram desenvolvidos no início do século XX, ASM Metals handbook (1975). Nesses ensaios, que atualmente são considerados clássicos, corpos de prova entalhados são ensaiados a uma temperatura conhecida, em uma máquina do tipo pendular. Os resultados são apresentados principalmente em termos da energia absorvida pelo corpo de prova durante o impacto em relação à área da superfície de fratura.

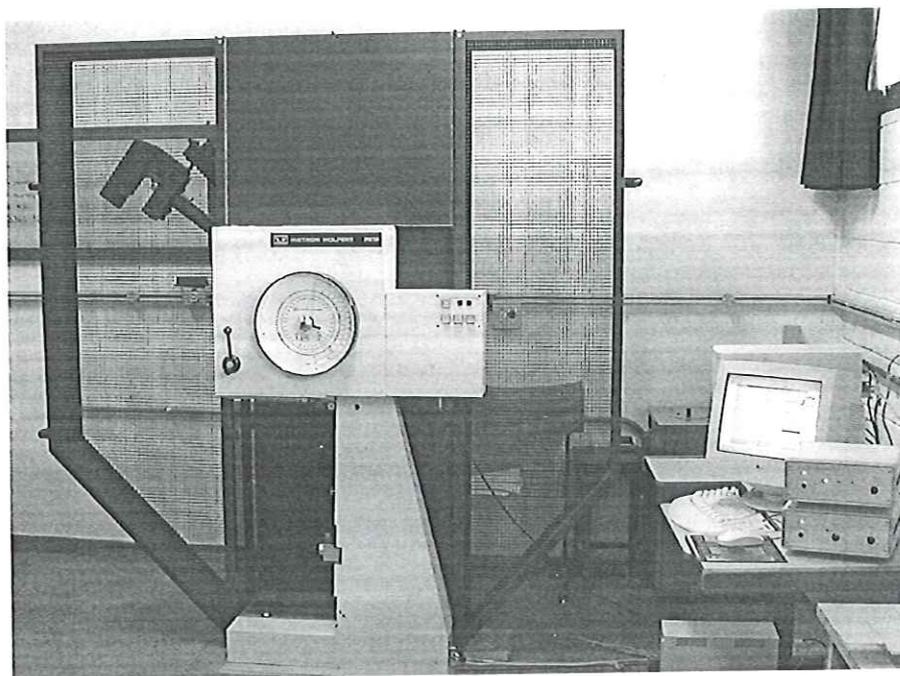
A mudança repentina na tensão (e deformação) aplicada a um dado componente em serviço, como, por exemplo, decorrente da ação de uma carga de impacto, pode causar a sua falha prematura pelo mecanismo de fratura, sendo o evento classificado como fratura dinâmica, Ivankovic et al (1995).

O fenômeno da fratura pode ser caracterizado por vários estados dinâmicos da ponta da trinca, que são induzidos por cargas de impacto aplicadas no sólido trincado, Nishioka (1995).

A tenacidade à fratura dinâmica é a energia a qual abaixo da mesma a trinca não se propaga. Este valor é menor do que o da tenacidade à fratura estática e é dependente do tamanho da trinca Fedelinsk et al (1995).

Desde a década de 1960, vários pesquisadores vêm estudando métodos para se determinar a tenacidade à fratura dinâmica, a partir de ensaios de impacto Delforge et al (1995). Entre estes, uma modificação do ensaio de impacto Charpy clássico vem recebendo grande atenção.

Este novo ensaio, conhecido como Charpy instrumentado, surgiu como uma alternativa promissora, apesar das inúmeras complicações relacionadas à instrumentação, a Figura 11 apresenta a máquina de ensaio de impacto Charpy instrumentada. Esta modificação normalmente compreende a instrumentação do martelo (célula de carga) do pêndulo Charpy, por intermédio de extensômetros, de modo a se obter mais informações acerca do ensaio, Kobayashi (2002).

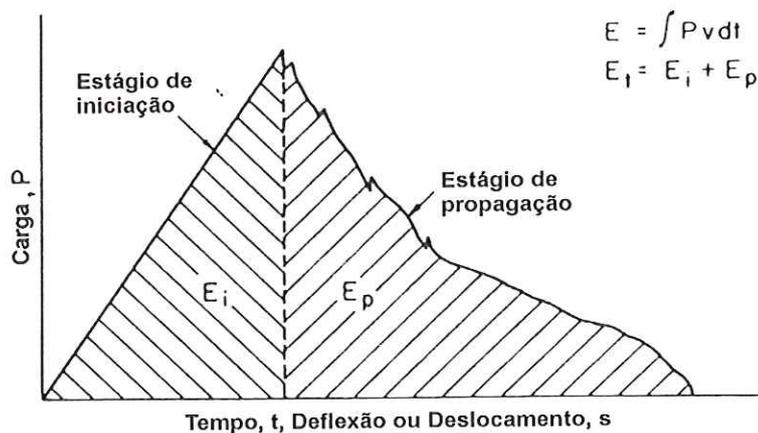


**Figura 11** - Máquina de ensaio de impacto instrumentado Charpy Instron Wolpert PW 30.

A análise experimental consiste em registrar o espectro do sinal fornecido pelos sensores localizados no cutelo pendular em um osciloscópio que registra essa frequência em gráfico na forma de força-tempo. Assim, além da energia absorvida, o ensaio fornece a variação da força aplicada com o tempo. Esse tipo de curva pode fornecer informações sobre a carga de escoamento generalizado, carga máxima,  $P_m$ , esta de especial importância sendo o dado experimental a partir do qual se calcula o valor da tenacidade à fratura de modo dinâmico.

O ensaio Charpy instrumentado permite não somente obter a carga agindo na amostra, mas também a deflexão  $f$  do martelo como uma função do

tempo  $t$ . Os dados correspondentes à carga versus deflexão para um ensaio Charpy com entalhe em V é mostrado na Figura 12.



**Figura 12** - Curva carga-deslocamento gerada durante um ensaio Charpy instrumentado, para materiais frágeis Fedelinsk (1995).

A partir do registro da carga-deflexão é possível determinar a porção elástica da curva carga-deslocamento, as energias relativas aos processos de iniciação e de propagação da trinca, que são indistinguíveis no ensaio convencional e também a energia total gasta no impacto obtida pela integração completa da curva.

Em suma, a instrumentação do ensaio de impacto permite correlacionar seus resultados com os da mecânica da fratura. Utilizando-se corpos de prova pré-trincados é possível obter-se o valor do parâmetro de tenacidade à fratura dinâmica, Delforge (1995), representada pelos parâmetros  $K_{I_d}$  (MFEL) e  $J_{I_d}$  (MFEP).

O objetivo da mecânica da fratura dinâmica é analisar o crescimento, a interrupção e a ramificação do movimento de trincas em estruturas sujeitas a cargas dinâmicas. O campo de tensão na vizinhança da trinca normalmente é caracterizado pelos fatores de intensidade da tensão dinâmica que geralmente são funções do tempo, Angamuthu (1999).

Segundo a mecânica da fatura elasto-plástica, o ponto de início de trinca deve ser determinado, a fim de se avaliar os valores de  $J_{II}$ , Graville (1977). Este tipo de ensaio fornece inúmeros parâmetros que podem ser utilizados para caracterizar a resistência ao início da fratura sob condições dinâmicas, Kobayashi (1984).

O ensaio de impacto Charpy instrumentado é amplamente utilizado nos dias atuais para avaliar a tenacidade à fratura dinâmica ( $J_{II}$ ) devido à sua simplicidade operacional, confiabilidade, economia e rapidez experimental, Graville (1977).

Angamuthu et all (1999) desenvolveram dois métodos para se estimar os valores da tenacidade à fratura dinâmica. Em um dos métodos, quando o início da trinca ocorre antes do ponto de carregamento máximo e com escoamento generalizado, o mecanismo de fratura elasto-plástico é usado para avaliar o valor de  $J_{II}$ , e a ocorrência de uma fratura no modo dútil.

Quando o início da trinca ocorre no pico da carga sem escoamento generalizado, o mecanismo de fratura linear elástica é empregado para estimar o valor de  $J_{II}$  propiciando uma fratura aproximadamente por clivagem.

A curva gerada no ensaio de Charpy instrumentado apresenta oscilações descontínuas, picos, devido a vibrações inerciais, ruído e atenuação do sinal. Essas oscilações podem ser eliminadas utilizando o método da média móvel, Yamamoto (1993).

### **3.9 – Os modos de fratura**

É sabido que a falha pode ocorrer sem que haja fratura, como no caso da flambagem (ocorrência, que impossibilita a capacidade de uma estrutura suportar cargas apesar de não implicar em fratura). Entretanto, a fratura pode estar presente sem causar falha, como no caso de uma estrutura que continua resistindo mesmo exibindo trincas.

A grande maioria das falhas mecânicas envolve a propagação de trincas, diante desse fato vale aplicar a análise da mecânica da fratura e caracterizar o modo, os tipos de fratura. Basicamente podem ser classificados em dútil e frágeis e as definições desses modos de fraturas são descritas a seguir.

#### **3.9.1- Fratura dútil**

O termo fratura dútil pode se referir ao modo de fratura ou a um colapso por deformação plástica seguida de ruptura do material. A fratura dútil ocorre quando um material capaz de sofrer deformação plástica permanente é submetido a tensões excessivas que o levam a ruptura. As características macroscópicas são: deformação plástica que pode vir acompanhada de

empescoçamento ou estrição e a superfície de fratura apresenta-se com um aspecto fibroso.

Este modo de fratura é o que demanda maior consumo de energia, tendo em vista o grande trabalho de deformação que é empreendido no deslocamento de discordâncias. Sendo que, a falha do componente é precedida por extensa deformação plástica.

O processo de fratura inicia-se com a nucleação de microvazios em contorno de grão ou a partir de interfaces do tipo inclusão metálica, à medida que tensão aplicada aumenta, os microvazios crescem e se unem, formando uma trinca. A fratura dútil se propaga à princípio na forma transgranular, a não ser que algum mecanismo provoque o enfraquecimento dos contornos de grão. O aspecto microscópico da superfície de fratura é de inúmeras pequenas microcavidades no formato elíptico, "dimples".

### **3.9.2- Fratura frágil**

Neste tipo de fratura, a trinca se propaga de forma súbita, instantânea e instável. Ocorre com pouca ou nenhuma deformação plástica macroscópica e é na maior parte das vezes associada a materiais de alta resistência mecânica e baixa ductilidade ou materiais que se submeteram a algum processo de fragilização, tais como diminuição da temperatura, presença de concentradores de tensão que induzem a um estado triaxial de tensões, taxa de carregamento e dimensões do espécime.

Porém, duas características deste tipo de fratura são preocupantes, a primeira é quando o processo de fratura ocorre sob tensões inferiores ao escoamento generalizado e a segunda é quando a iniciação e propagação acontecem de maneira súbita.

### **3.9.2.1 - A fratura intergranular**

Este processo de fratura ocorre devido a algum processo de fragilização que tornou a região ao longo dos contornos de grão mais suscetível ao crescimento de trinca, tal como em um tratamento térmico inadequado, existem inúmeras causas cabíveis, mas a mais apreciada é relacionada à precipitação de impurezas ao longo dos contornos de grão, tais como, fósforo, enxofre e nitrogênio, Briant (1979).

### **3.9.2.2 – A fratura transgranular**

A fratura transgranular é caracterizada pela propagação da trinca ao longo dos planos cristalográficos específicos, definida como processo de clivagem. A fratura por clivagem é favorecida por fatores que intensificam a tensão disponível para a propagação do núcleo da trinca, tais como tensões no estado triaxial geradas na ponta do entalhe ou de uma trinca pré-existente.

As superfícies se caracterizam por regiões planares. Há ainda, o processo de quase-clivagem, que consiste na presença de microvazios ao

longo dos planos cristalográficos ou de clivagem, evidenciando o modo misto de propagação de trinca.

## **4 – MATERIAIS E MÉTODOS**

### **4.1 - Materiais**

A liga de titânio objeto deste estudo, trata-se de uma liga aeronáutica, Ti6AL4V, tratada para a condição recozida, conforme norma SAE AMS 4911. Esta liga metálica, começou a ser desenvolvida na década de 50 e apenas em 1995 o Departamento de Defesa dos EUA normalizou-a como MIL-T-9046, sendo destinada apenas ao uso militar.

Esta liga é classificada como liga da classe Alfa-Beta, grau 5, a mais comum das ligas de titânio, cujo consumo representa 65% da produção total das ligas de titânio. A composição química é apresentada na Tabela 1. Esta liga foi fundida à vácuo, sendo posteriormente laminada à quente na temperatura de 900 °C para a forma de placa, sendo a seguir recozida por uma hora a temperatura de 720 °C e resfriada ao ar.

**Tabela 1 - Composição nominal conforme Norma SAE AMS4911**

Elemento Químico	Composição %	
	Min.	Max.
Al	5.5	6.75
V	3.5	4.5
Fe	-	0.3
O	-	0.2
C	-	0.08
N	-	0.05
H	-	0.015
Ti	Base	

O outro material analisado é um aço inoxidável martensítico endurecido por precipitação, denominado de PH15-5 conforme norma SAE AMS 5659 tratado termicamente na condição H1000. Os primeiros aços a serem desenvolvidos com esta filosofia de tratamento térmico, datam de 1937 e tiveram um grande desenvolvimento tecnológico a partir da II Grande Guerra.

Este aço depois de fundido, foi trabalhado à quente em temperaturas por volta de 1000 °C, sendo posteriormente resfriado ao ar até a temperatura ambiente. Em seguida foram solubilizados à temperaturas entre 1038 °C e resfriado ao ar, seguido de envelhecimento em temperatura de aproximadamente 538 °C por um período de 4 horas e resfriado ao ar. A composição química nominal do aço inoxidável PH15-5 é apresentada na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição nominal conforme Norma SAE AMS 5659

Elemento Químico	Composição %	
	Min.	Max.
Si	-	1
C	-	0,07
Cu	2,5	4,5
Mn	-	1
Cr	14	15,5
Ni	3,5	5,5
Nb	0,15	0,45
S	-	0,03
P	-	0,04
Al	0,75	1,5
Fe	Base	

É importante observar que a etapa de solubilização é efetivamente uma têmpera, visando à formação da martensita. O envelhecimento além de reverter esta martensita, é acompanhado pelas importantes reações de precipitação, responsáveis pelo endurecimento e aumento de dureza observado nesta etapa.

As propriedades mecânicas das duas ligas em questão são apresentadas na Tabela 3 estão conforme as normas AMS 4911 e AMS 5659.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas conforme norma SAE AMS para ambas as ligas

Propriedades mecânicas para a temperatura ambiente						
Ti6Al4V	$\sigma_e=830\text{MPa}$	$\sigma_r= 900\text{MPa}$	E% = 14	R% = 30	33HRc	E = 113,8 GPa
PH15-5	$\sigma_e=1035\text{MPa}$	$\sigma_r= 1110\text{MPa}$	E% = 11	R% = 41	40HRc	E = 196 GPa

A análise da composição química da liga de titânio foi realizada pelo o método de EDX (Espectrometria de Energia Dispersiva) por emissão de raios-X, com resolução do sistema de 83Ev, com a possibilidade de emissão por três picos de 0,00; 2,78; 9,02 KeV, conforme as especificações da norma SAE AMS 4911.

No caso da liga de aço inoxidável, foi realizada via espectrometria óptica por centelha, conforme estabelecido pela norma SAE AMS 5659.

#### **4.2 - Análise Metalográfica**

Para a realização da análise metalográfica foram retiradas amostras com uma espessura aproximada de 10 mm que em seguida foram embutidas em baquelite. A preparação metalográfica foi feita utilizando uma seqüência de lixas de granulometria variando entre 80 a 1200.

Após operação do lixamento, foi feito polimento em pasta de diamante, utilizando a seguinte seqüência de granulometria, rotação da politriz e tempo de polimento: 6  $\mu\text{m}$  a 600 rpm por 3 min. e 3  $\mu\text{m}$ , 1  $\mu\text{m}$  e 0,25  $\mu\text{m}$  a 300 rpm por 1,5 min em cada etapa.

Depois do polimento as amostras de titânio foram atacadas com reagente Keller e as amostras de aço inoxidável foram atacadas com reagente Vilella, em seguida foram fotografadas com aumento de 500 vezes, utilizando-se um microscópio óptico Leica modelo Leitz DMRX, de modo a revelar as características microestruturais exibidas por cada material.

### 4.3 – Ensaio de Impacto

Corpos de prova do tipo Charpy foram extraídos da placa laminada segundo as orientações, LT e LS. O esquema de retirada e denominação dos corpos de prova pode ser observado na Figura 13, cuja as dimensões e geometria estão apresentadas na Figura 14. Estes corpos de prova foram pré-trincados em fadiga até uma relação  $a/W$  de 0,2; onde  $a$  é o comprimento da trinca e  $W$  é a largura do corpo de prova (10mm), Figura 15, em um sistema de ensaio servo-hidráulico modelo MTS 810 como demonstrado na Figura 16.

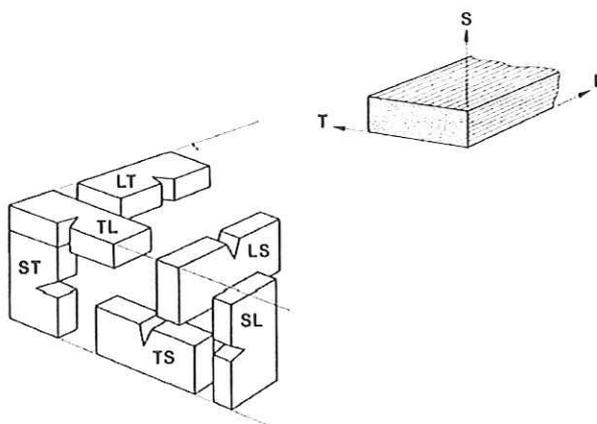
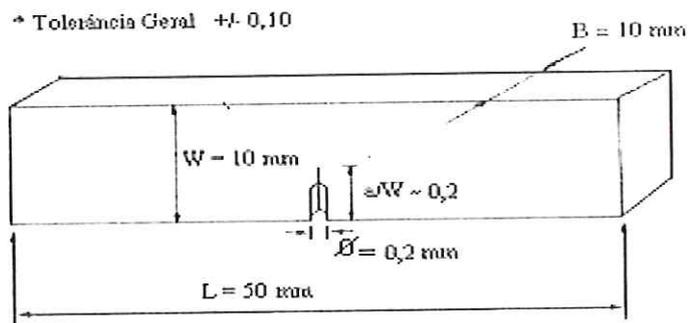


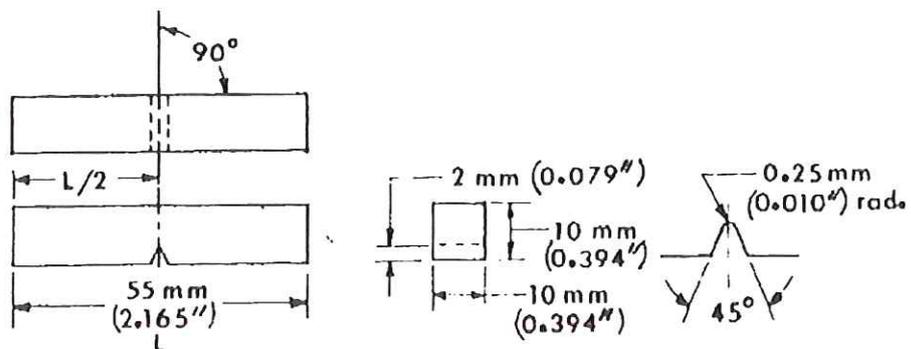
Figura 13 -Esquema de retirada de corpos de prova.Orientações: L = longitudinal, T = transversal e S = espessura da placa.

As condições de pré-trincamento incluem ainda: razão de tensões ( $R = \text{tensão mínima} / \text{tensão máxima}$  aplicadas no ciclo de fadiga) de 0,1. Sendo utilizado uma tensão máxima de 4,5KN e tensão mínima de 0,45KN, variando assim, a amplitude de tensão na razão determinada para o ensaio de pré-trinca em fadiga e um máximo fator de intensidade tensões elásticas ( $K_{m\acute{a}x}$ ) de

10 MPa $\sqrt{m}$ , a uma frequência de aplicação de carga senoidal de 30Hz. O restante dos corpos de prova foram apenas entalhados com perfil em V, para modo comparativo em uma relação  $a/W$  de 0,2 e foram fabricados por eletroerosão.



(a)



(b)

Figura 14 - (a) Detalhes do corpo de prova pré-trincado (b) Corpo de prova entalhado em V. Utilizados no ensaio de impacto Charpy, norma ASTM E23.



Figura 15 - Detalhes do corpo de prova com pré-trincamento na razão  $a/W = 0.2$

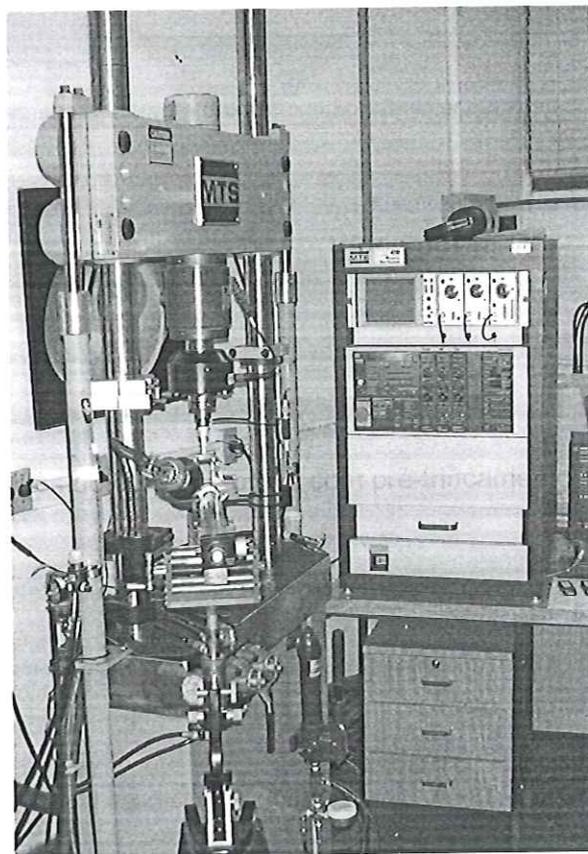


Figura 16 - Máquina servo-hidráulico MTS 810 utilizada para o pré- trincamento por fadiga

Para a realização dos ensaios Charpy instrumentado, foi utilizado o equipamento Instron Wolpert PW30 Impact Testing Machines, com uma capacidade máxima energia do martelo de 300 Joules, acoplado a um sistema de microcomputador, com softwares Instron e National para leitura e tratamento de dados.

O sistema computadorizado de ensaio Charpy fornece dados diretamente, onde os principais incluem os diagramas de força vs tempo, força vs deslocamento, energia de impacto vs deslocamento e energia de impacto vs tempo, além dos índices de força e deslocamento no escoamento global na carga máxima, na iniciação da propagação instável da trinca e no seu respectivo freamento, como na Figura 17.

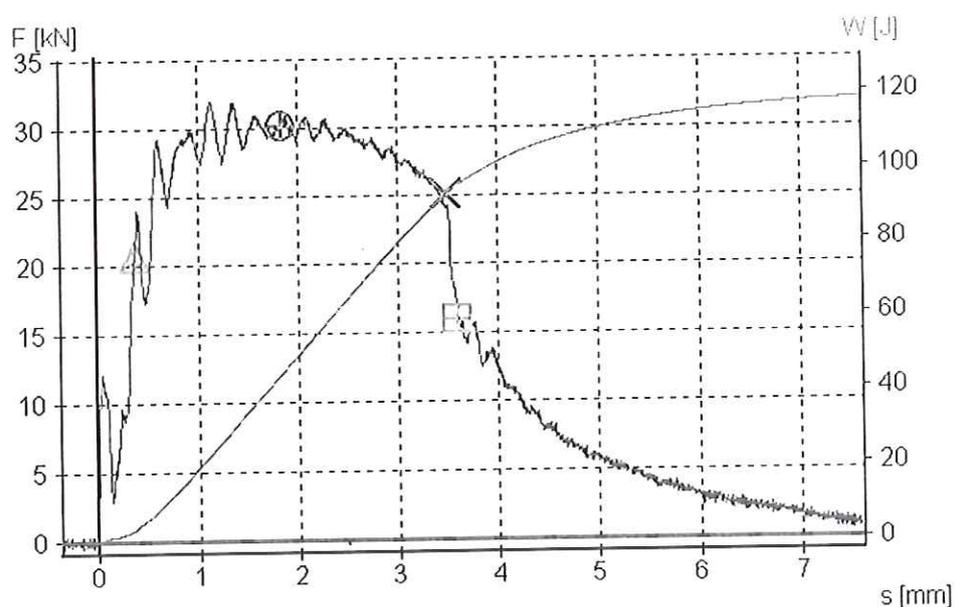


Figura 17- Curva carga-deslocamento gerada durante um ensaio Charpy instrumentado

Onde:

- $\Delta$  é o ponto de carga de escoamento global
- $\oplus$  é o ponto de carga máxima
- X é o ponto de início de propagação instável da trinca
- $\boxplus$  é o ponto de término ou freamento da propagação instável da trinca

Tendo em vista que, o ensaio Charpy em espécime somente entalhados em V é o mais usual e comum, foram realizados ensaios neste tipo de corpo de prova a fim de se obter, apenas um parâmetro comparativo para os ensaios posteriores realizados com corpos de prova pré-trincados (raiz do entalhe tendendo à zero), verificando a variação do comportamento, diante da raiz do entalhe.

Levando em consideração, que a temperatura comumente de trabalho dessas ligas é fora da temperatura ambiente, os ensaios foram realizados em baixa e alta temperatura. Para isto, utilizou-se um forno tipo poço com controle de temperatura por meio de um termopar acoplado a um milivoltímetro para os ensaios a 400°C.

Já para a temperatura de -70°C, foi utilizado uma mistura de nitrogênio líquido e álcool, sendo que o controle de temperatura neste caso foi realizado por meio de um termômetro para baixas temperaturas. Os ensaios foram posteriormente comparados, para melhor visualizar a variação de energia absorvida, diante da variação de temperatura, direção de propagação da fratura e da sensibilidade ao entalhe e a trinca.

De modo comparativo foi utilizada a mesma velocidade de carregamento, utilizada em pesquisas anteriores, sendo estabelecidas, de modo que fossem relacionadas ao comportamento do material em resposta às condições estabelecidas. Para tanto, utilizou-se a máxima capacidade de energia deferida pelo sistema de impacto, como sendo de 5,52 m/s para um fundo de escala de 300 J.

#### **4.4 - Tratamento dos dados utilizando o programa Matlab para a determinação do início de propagação da trinca pela variação da flexibilidade elástica.**

O programa utilizado no Matlab para tratamento dos dados foi desenvolvido por Rodrigues (2001) e pode ser aplicado tanto para materiais com característica frágeis, como dúcteis, pois é baseado nos dois métodos propostos por Angamuthu (1997). Os dados obtidos a partir do ensaio de impacto são inseridos no programa Matlab e aplicado o cálculo da média móvel para a filtragem das oscilações dos sinais, registrados da curva carga-deslocamento-energia.

É difícil distinguir a origem destas oscilações, pois a maioria das referências nesta área de estudo associa este comportamento dos sinais a oscilações inerciais. Mesmo assim, essas oscilações podem conter várias



combinações, tais como efeitos do processo de deformação, avanço da trinca ou mesmo originado pelo impacto das partes envolvidas, Rodrigues (2001).

O programa indica as opções para as seqüências denominadas de frágil e dúctil. Na seqüência frágil é apresentado no término do polimento o gráfico da curva, indicando o ponto de carga máxima, cujo valor é utilizado para o cálculo de  $K_{ID}$ , pelos princípios da Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL).

Na seqüência dúctil, após o término do polimento da curva, o programa pede para determinar a flexibilidade elástica e imediatamente fornece os valores de carga máxima, de início de propagação da trinca e de escoamento, e os valores de energia. Estes parâmetros são utilizados para o cálculo de  $J_D$  pelos conceitos da Mecânica da Fratura Elasto Plástica (MFEP).

#### **4.5 - Ensaio de Dureza**

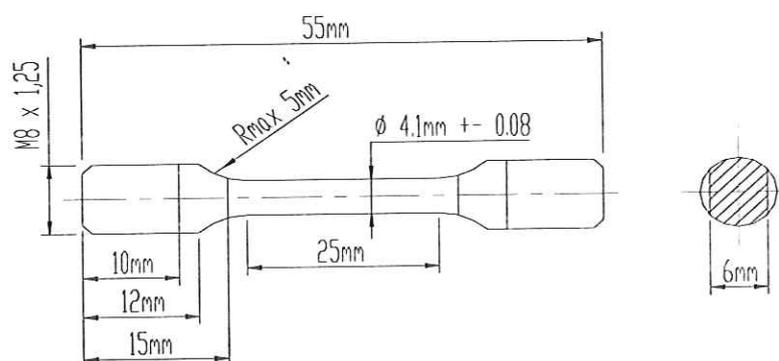
As durezas das ligas foram obtidas utilizando o ensaio de dureza Rockwell com carga de 150 kgf, pré-carga de 10 Kgf e utilizando uma ponta cônica de diamante com ângulo de 120°, através de máquina de dureza marca LECO, modelo RT240,. Os ensaios decorreram de acordo com a norma ASTM E92-82.

#### **4.6- Ensaio de Tração**

Para realizar os ensaios de tração à temperatura ambiente, foi utilizada a máquina EMIC controlada por microcomputador, sendo empregada uma

velocidade do travessão de 1 mm/min no tracionamento do corpo de prova. Para os ensaios à temperatura de 400°C, foi utilizada a máquina servo-hidráulica MTS 810 e velocidade de 0.2 mm/min.

Os ensaios e a confecção dos corpos de prova foram realizados tendo como base a norma ASTM E 8M. Foram confeccionados corpos de prova no sentido longitudinal, segundo a orientação LT. A Figura 18, mostra a geometria e as dimensões do corpo de prova. Com os resultados obtidos foram calculados os limites de escoamento ( $\sigma_e$ ) e de resistência ( $\sigma_R$ ) e módulo de elasticidade (E).



**Figura 18** - Detalhes do corpo de prova para ensaio de tração

#### 4.7 - Análise da superfície de fratura

As características dos aspectos superficiais de fratura foram analisadas através da técnica de inspeção óptica, por estereoscopia, que permite visualizar com melhor definição a característica da superfície de fratura. O estereoscópio permite que imagens em perspectiva sejam focadas com baixa

resolução e com profundidade de foco, o que seria impossível com microscópios convencionais que exigem que a superfície seja plana.

Uma avaliação da superfície de fratura com mais detalhes, para determinar os respectivos modos de fratura operantes nas ligas e para uma possível correlação entre as propriedades mecânicas dos materiais em estudo com fases secundárias, precipitados e fases presentes em contornos de grão, entre outros, foi utilizado a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) em um equipamento marca JEOL, modelo JSM-U3e operado em 25Kv.

## 5.0 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 – Material

Os resultados da análise química da liga de titânio e da liga de aço inoxidável são mostrados na Tabela 4 e na Tabela 5.

Tabela 4 - Análise química da liga de titânio.

Elemento Químico	Composição %peso
Al	6,18
V	4,21
Fe	0,081
O	0,023
C	não detectado
N	não detectado
H	não detectado
Ti	Base

Tabela 5 - Análise química da liga de aço inoxidável.

Elemento Químico	Composição %peso
Si	0,46
Al	0,01
C	0,039
Co	0,045
Cr	14,81
Cu	3,16
Mn	0,74
Mo	0,19
Nb	0,28
Ni	4,69
P	0,021
S	0,001
Ti	0,021
V	0,048
W	0,042
Fe	Base

As análises químicas corresponderam aos limites percentuais estabelecidos pelas normas das ligas em estudo.

### 5.1.2 Metalografia

As Figura 19 - Amostra metalográfica retirada na orientação ST, com aumento de 500x.

, Figura 20 - Amostra metalográfica retirada na orientação LT, com aumento de 500x.

e Figura 21- Amostra metalográfica retirada na orientação LS, com aumento de 500x.

correspondem à análise metalográfica, da liga de titânio de grau aeronáutico, Ti6Al4V para a condição recozida.

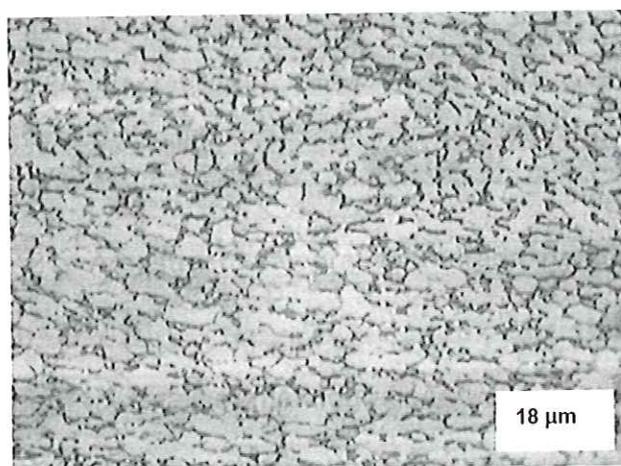


Figura 19 - Amostra metalográfica retirada na orientação ST, com aumento de 500x.

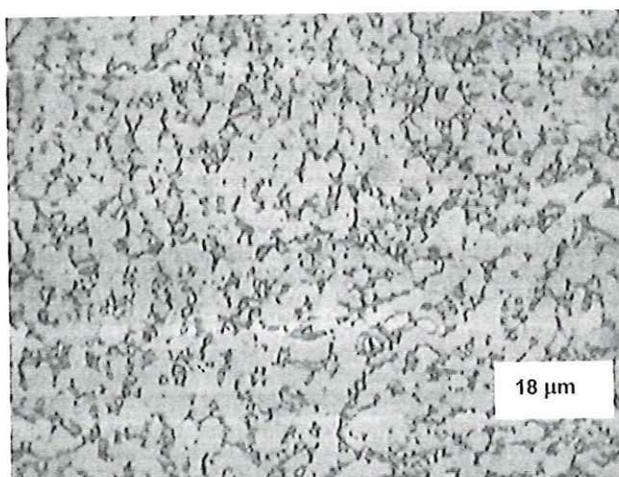


Figura 20 - Amostra metalográfica retirada na orientação LT, com aumento de 500x.

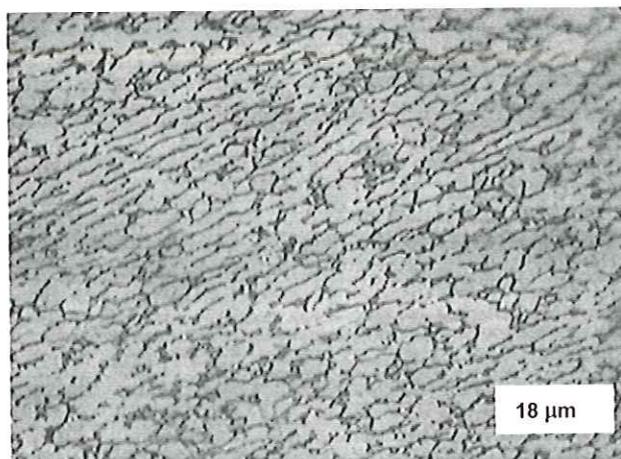


Figura 21- Amostra metalográfica retirada na orientação LS, com aumento de 500x.

Com base na literatura, ASM Handbook, Metallography and Microstructures, Vol.9 (1985) e a partir das observações nas Figuras de 19 a 21, foi concluído que a microestrutura da liga de titânio é composta de uma matriz clara, fase alfa, e uma fase escura  $\beta$ .

Da Figura 22 à Figura 24- Amostra metalográfica retirada na orientação LS, com aumento de 500x.

, apresentam as microestruturas do aço inoxidável.

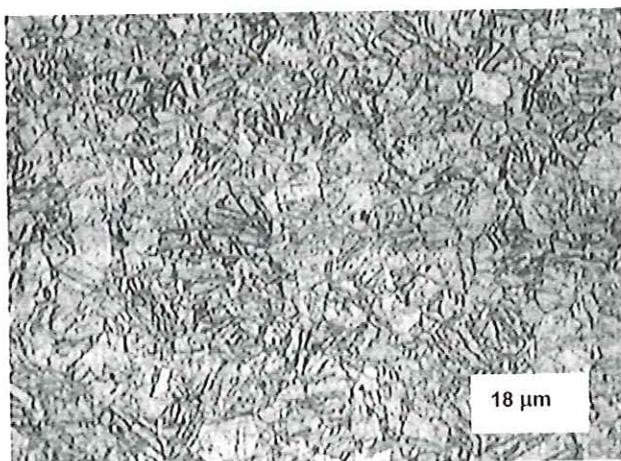


Figura 22 - Amostra metalográfica retirada na orientação ST, com aumento de 500x.



Figura 23- Amostra metalográfica retirada na orientação LT, com aumento de 500x.

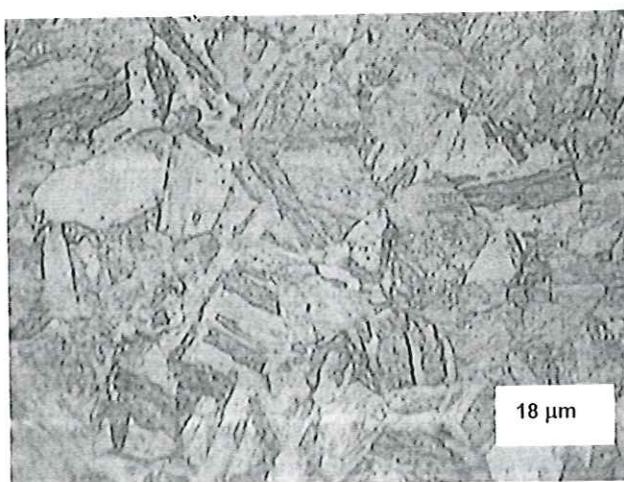


Figura 24- Amostra metalográfica retirada na orientação LS, com aumento de 500x.

As amostras retiradas da liga de aço inoxidável demonstram a predominância da estrutura martensítica, formada no tratamento térmico de têmpera e envelhecimento, ASM Handbook, Metallography and Microstructures, Vol.9 (1985)

## 5.2 – Ensaio de dureza

Na Tabela 1, é apresentado a média e o desvio padrão (DP) dos resultados obtidos nos ensaios de dureza Rockell das ligas aeronáuticas.

Tabela 6 - Resultados dos ensaios de dureza para ambas as ligas

Corpo de prova	Liga de titânio		Liga de aço inoxidável	
	Dureza HRC	Desvio Padrão	Dureza HRC	Desvio Padrão
1	33,5	-0,1	40,3	1,0
2	34,1	0,5	38,4	-0,8
3	33,2	-0,4	39,2	-0,1
Média	33,6		39,3	

A medida da dureza na escala HRC da liga de titânio, está conforme a norma SAE AMS 4911, para a condição no estado recozido. Depois de realizado o tratamento térmico de precipitação da liga de aço inoxidável, foi realizado a medição da dureza e verificou a conformidade com a norma para o tratamento térmico na condição H1000,

### 5.3 – Ensaio de tração

Na Tabela 7 e

Tabela 8 - Propriedades mecânicas do ensaio de tração da liga de aço inoxidável

, são mostrados os valores dos módulos de elasticidade, do limite de resistência, limite de escoamento e do alongamento calculados a partir dos ensaios de tração. Esses valores estão de acordo com a literatura referente às normas SAE AMS4911 e SAE AMS5659.

Tabela 7 - Propriedades mecânicas do ensaio de tração da liga de titânio

	23°C	400°C
Módulo de Elasticidade [GPa]	113,8	80
Limite de resistência [MPa]	916	642
Limite de escoamento [MPa]	850	595
Alongamento [%]	14	10

Tabela 8 - Propriedades mecânicas do ensaio de tração da liga de aço inoxidável

	23°C	400°C
Módulo de Elasticidade [GPa]	186	166
Limite de resistência [MPa]	1110	943
Limite de escoamento [MPa]	1035	878
Alongamento [%]	11	9

Como esperado em um ensaio de tração monotônico, observa-se que com o aumento da temperatura os parâmetros de resistência mecânica diminuíram. Entretanto verificou-se também uma pequena redução no

alongamento. Para os ensaios à temperatura ambiente nota-se a conformidade com as normas.

## **5.4 – Tenacidade à fratura dinâmica**

### **5.4.1 Tenacidade à fratura dinâmica ( $K_{ID}$ )**

Ainda que na revisão da literatura, item 3.7, foi apresentado os conceitos relativos a tenacidade à fratura dinâmica para o caso linear elástico, as ligas ensaiadas não apresentaram valores válidos de  $K_{ID}$ , conforme norma ASTM E399. Dado a este fato não foram apresentados estes valores. Assim, somente apresenta-se os valores de tenacidade à fratura dinâmica obtidos pela aplicação da MFEP.

### **5.4.2 Tenacidade à fratura dinâmica ( $J_{ID}$ )**

Os dados fornecidos pelo sistema de impacto instrumentado foram tratados via o programa desenvolvido no Matlab, onde após a suavização da curva gerada, os resultados dos ensaios de impacto Charpy instrumentado são apresentados nos gráficos a seguir, os valores da energia de iniciação e propagação da fratura foram inseridos nas expressões matemáticas de modo a calcular a tenacidade à fratura dinâmica. A Tabela 9 apresenta os valores de tenacidade à fratura dinâmica e outras propriedades.

Tabela 9 - Valores de tenacidade à fratura dinâmica e outras propriedades

Espécime	Ei / Et	$J_{ID\ EI}$ [kJ/m <sup>2</sup> ]	$\rho$ (Mg / m <sup>3</sup> )	Tenac./ dens. (m <sup>2</sup> )	$P_{esc.}$ (kN)
PH56 PTTE	0,04	122,50	7,94	1,57	14,20
PH57 PTTE	0,04	150,00	7,94	1,93	13,30
PH58 PTTE	0,04	123,75	7,94	1,59	13,70
PH62 PTTE	0,05	160,00	7,94	2,06	13,70
PH63PTTE	0,05	160,00	7,94	2,06	13,30
Média	0,04	147,92	7,94	1,90	13,57
PH59 PTTA	0,03	74,85	7,94	0,96	15,90
PH60 PTTA	0,03	71,50	7,94	0,92	16,00
PH61 PTTA	0,03	78,75	7,94	1,01	15,70
Média	0,03	75,03	7,94	0,96	15,87
PH74 PTTA	0,04	73,90	7,94	0,95	15,80
PH75 PTTA	0,03	78,75	7,94	1,01	16,20
Média	0,03	76,33	7,94	0,98	16,00
PH73 PTTE	0,05	157,00	7,94	2,02	14,40
PH76 PTTE	0,05	147,50	7,94	1,90	14,30
Média	0,05	152,25	7,94	1,96	14,35
Ti16LT PTTA	0,13	40,00	4,56	0,90	10,50
Ti10LT PTTA	0,10	40,00	4,56	0,90	9,60
Média	0,12	40,00	4,56	0,90	10,05
Ti07 PTTE	0,04	52,50	4,56	1,17	10,20
Ti13 PTTE	0,03	42,50	4,56	0,95	11,90
Média	0,04	47,50	4,56	1,06	11,05
Ti25LS PTTA	0,05	41,85	4,56	0,94	8,60
Ti24 PTTE	0,04	132,50	4,56	2,97	12,40
Ti27 PTTE	0,05	147,88	4,56	3,31	11,90
Média	0,04	140,19	4,56	3,14	12,15

008 AL - 7475	0,13	23,85	2,75	0,88	4,90
081 AI - 7475	0,17	24,23	2,75	0,90	5,60
082 AI - 7475	0,11	20,40	2,75	0,76	5,30
Média	0,14	22,83	2,75	0,83	5,27
009 AL - 7475	0,04	52,83	2,75	1,96	5,30
091 AL - 7475	0,05	51,18	2,75	1,90	5,00
092 AL - 7475	0,06	59,75	2,75	2,22	5,50
	0,05	54,58	2,75	2,03	5,27

A seguir no gráfico da figura 25, são apresentados os valores da tenacidade à fratura dinâmica da liga de titânio e da liga de aço inox, nas orientações L-T e L-S e nas temperaturas de 400°C e de 23°C.

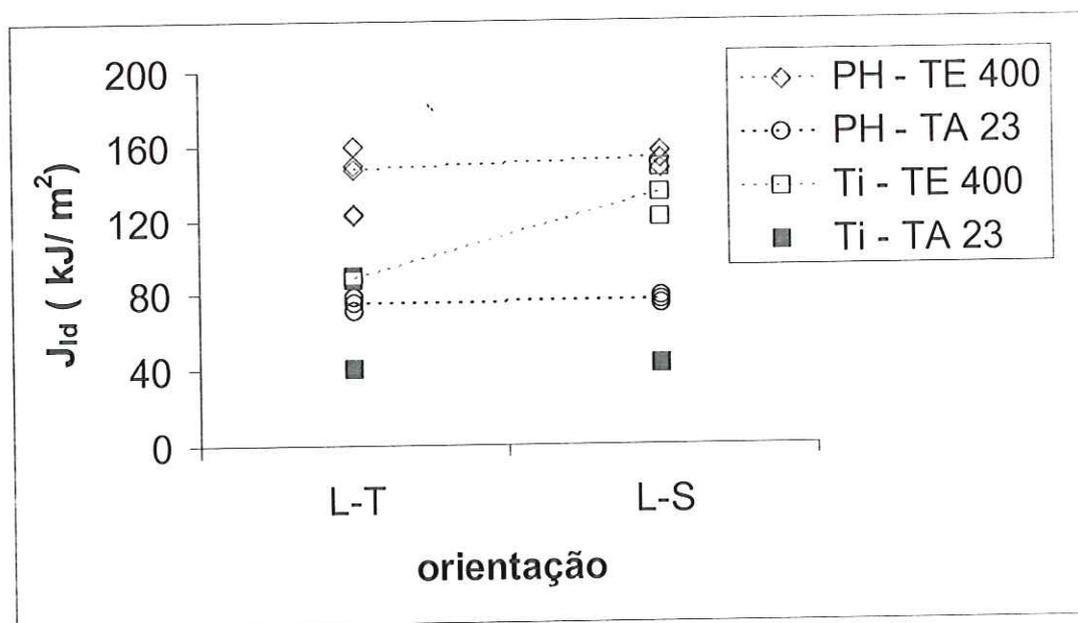


Figura 25- Valores médios de tenacidade à fratura dinâmica,  $J_{ID}$ , obtida por meio da energia de início de propagação da trinca,  $E_i$ , como função da variação de temperatura e da orientação de laminação da chapa.

Nota-se um aumento acentuado da energia de início de propagação para ambas as ligas e direção de laminação, quando a temperatura é aumentada para 400 °C. Este fato está associado ao aumento da ductilidade com a elevação da temperatura. Comparando-se as direções de laminação, observa-se que para o aço inoxidável, considerando uma mesma temperatura de ensaio, a tenacidade permaneceu constante.

No caso da liga de titânio, observa-se um aumento muito acentuado da tenacidade na direção L-S, com o aumento da temperatura. Este resultado será discutido no item 5.6.

No gráfico a seguir, os resultados das ligas de titânio e de aço inoxidável foram comparados com os valores obtidos para uma liga aeronáutica de alumínio SAE AMS 7475 T7351, Toti (2004).

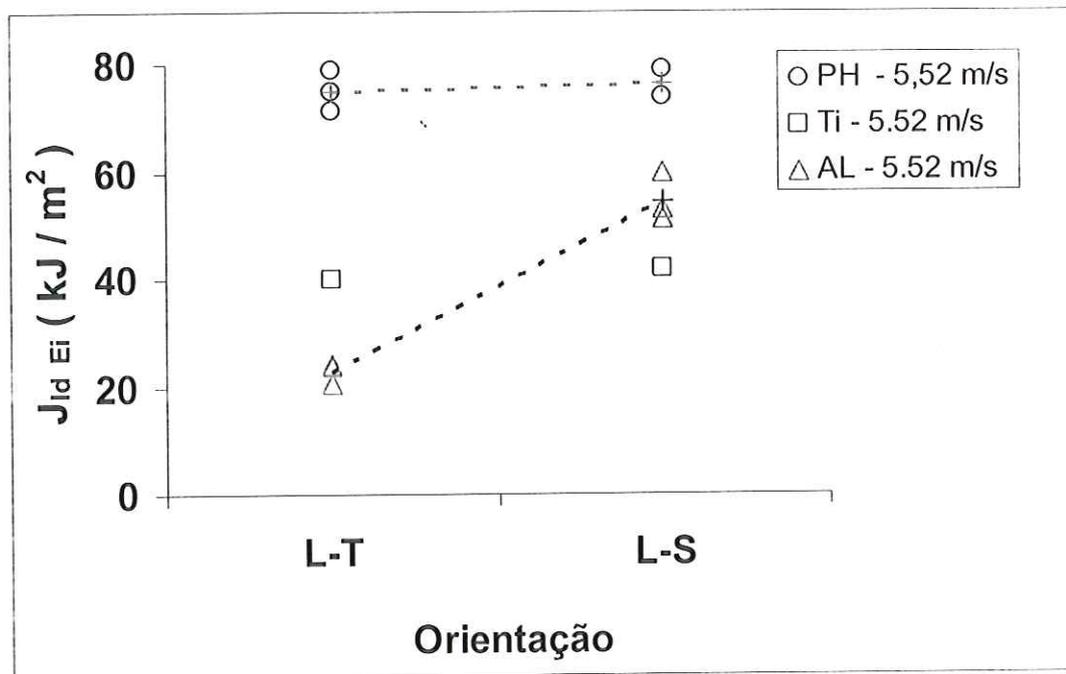


Figura 26 - Valores de tenacidade à fratura dinâmica,  $J_{ID}$ , obtidos por meio da energia de início de propagação da trinca,  $E_i$ , para ensaios realizados à temperatura ambiente.

Comparando as tenacidades à fratura dinâmica dos três materiais obtidas na temperatura ambiente, isto é aço PH, liga de Ti e a liga de Al, de maneira geral observa-se que o aço PH apresenta os maiores valores de  $J_{ID}$ , enquanto que a liga de Ti apresenta o mais baixo valor. Observa-se que a liga de alumínio apresenta fenômeno similar à liga de titânio a 400 °C, ou seja, aumenta a sua energia de início de propagação em função da mudança de orientação, vale ressaltar que a liga de alumínio apresenta essa característica à temperatura ambiente.

Para checar a validade da norma ASTM 1820 (2001) é necessário calcular o limite de escoamento dinâmico de acordo com a equação 18. A figura 27 apresenta estes valores obtidos com velocidade de carregamento 5,52 m/s, nas temperaturas ambiente e 400°C.

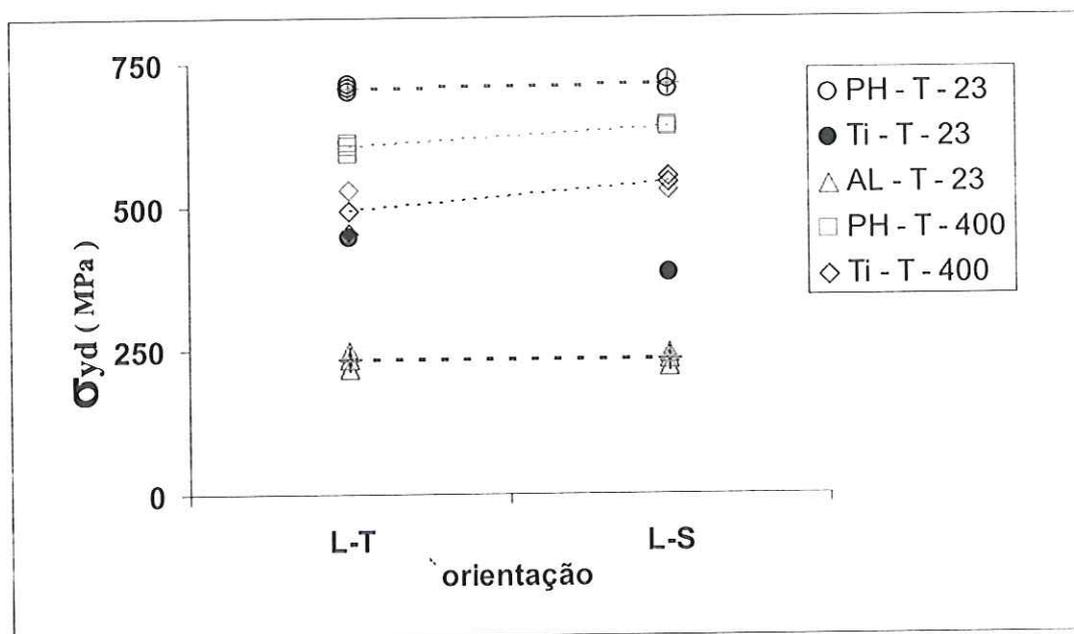


Figura 27- Valores do limite de escoamento dinâmico, para as duas orientações. Resultados somente para velocidade de 5,52 m/s. Os valores correspondem para os materiais, aço e titânio na temperatura de 400°C, além da temperatura ambiente.

É observado que para uma mesma direção de retirada de corpo de prova, o aumento de temperatura acarretou diferentes comportamentos nos materiais. No caso da liga de titânio, o aumento na temperatura acarretou um aumento na tenacidade à fratura dinâmica ( $J_{ID}$ ) para a orientação L-S, já para a temperatura ambiente houve um decréscimo de energia com a mudança da

orientação. Enquanto que no caso do aço ocorreu um decréscimo dessa propriedade quando houve um aumento da temperatura de ensaio.

Uma propriedade muito relevante para os materiais aeronáuticos é a relação resistência / peso ou a resistência específica. O gráfico da figura 28 apresenta o limite de escoamento dinâmico específico para as ligas em estudo, bem como para a liga de alumínio, em função da orientação, na temperatura ambiente.

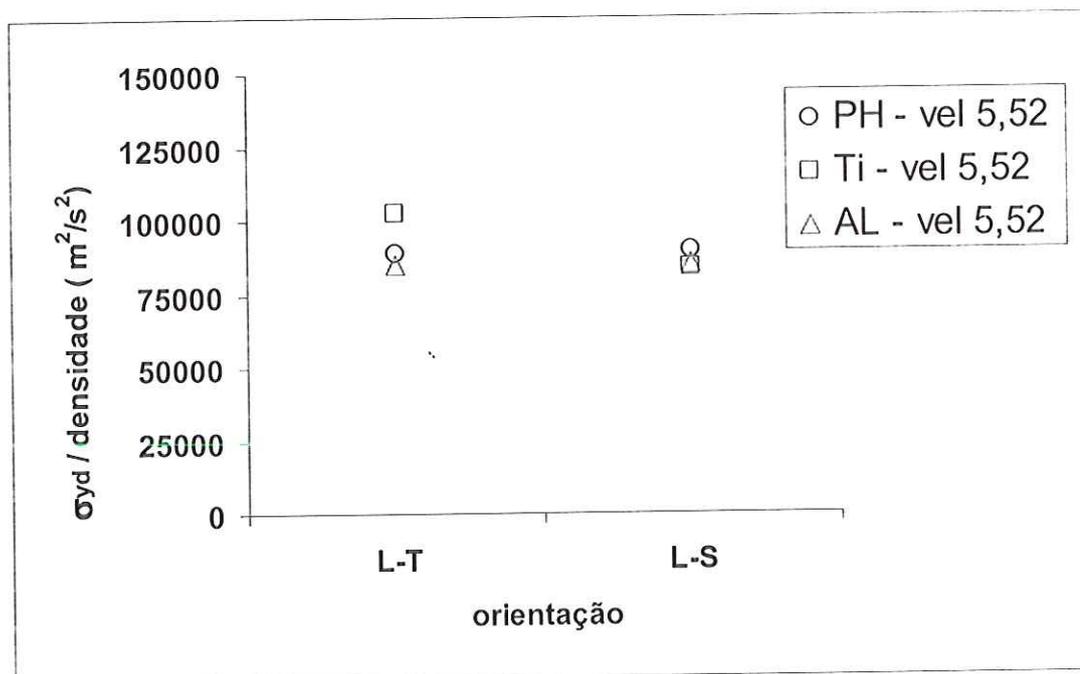


Figura 28- Valores do limite de escoamento dinâmico específico, para as duas orientações principais. Resultados somente para velocidade de 5,52 m/s. Os valores correspondem para os ensaios na temperatura de ambiente.

Observa-se que o Ti na direção L-T apresenta o maior valor de resistência específica. Entretanto, quando comparado na direção L-S todas as ligas estudadas e a liga de Al, Toti (2004), apresentam valores próximos.

Os critérios de validade do ensaio de tenacidade à fratura dinâmica, como proposto por Angamuthu (1999), para análise da validade dos resultados da tenacidade à fratura elasto-plástica dinâmica,  $J_{ID}$ , relativamente à predominância de deformação plana na ponta da trinca, foi utilizada a norma ASTM-1820 (2001), de acordo com a equação 17, que impõe condições físicas ou termos de dimensões mínimas do espécime para a validade de medida da tenacidade à fratura quase estática,  $J_{Ic}$ . A figura 29 mostra que os valores de  $J_{ID}$ , obtidos da energia de início de propagação da trinca  $E_i$  são válidos para orientações, com velocidade de carregamento 5,52 m/s, na temperatura ambiente.

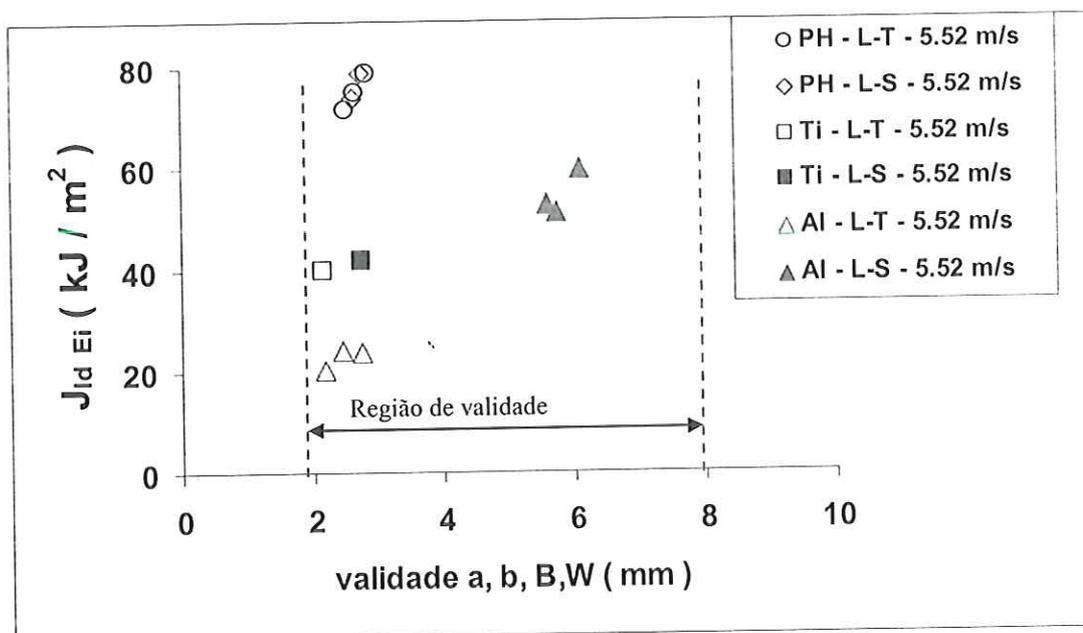


Figura 29- Critério de validade dos resultados de  $J_{ID}$ , com base na energia de início de propagação,  $E_i$ , segundo a expressão matemática, em função da espessura, largura (ligamento) dos corpos de prova nas orientações L-T e L-S e velocidades de ensaio segundo a norma 1820.

A figura 30 mostra os valores de  $J_{ID}$ , obtidos da energia de início de propagação da trinca  $E_i$  são válidos para as duas orientações, com velocidade de carregamento 5,52 m/s, na temperatura ambiente e na temperatura elevada de 400°C, se utilizadas as equações de validade conforme equações 17 e 18 do item 3.7.

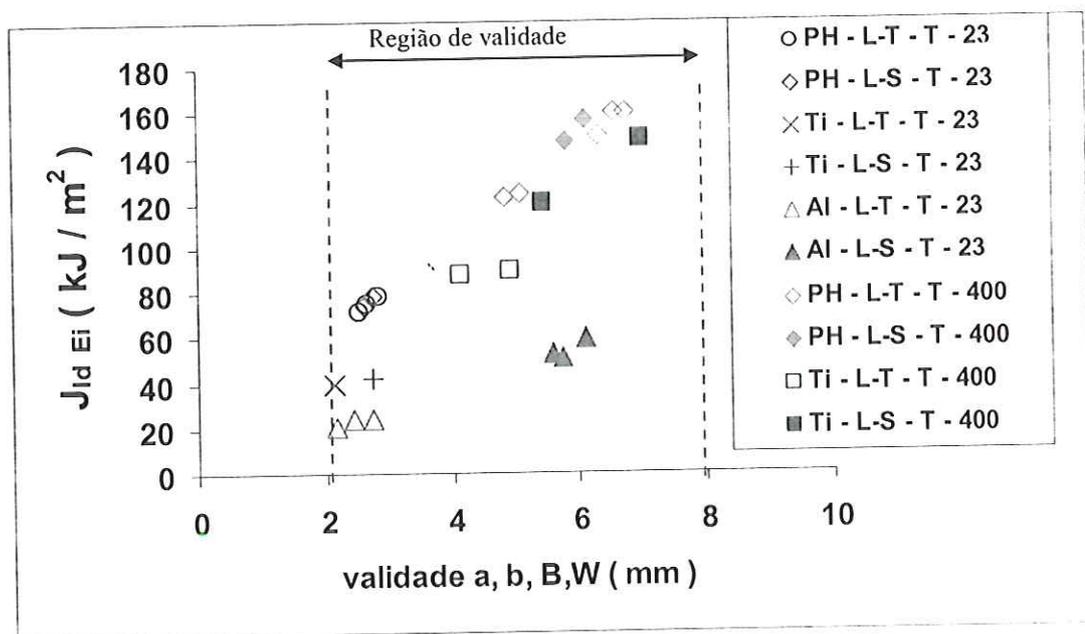


Figura 30- Critério de validade dos resultados de  $J_{ID}$ , com base na energia de início de propagação,  $E_i$ , segundo a expressão matemática, em função da espessura, largura (ligamento) dos corpos de prova nas orientações L-T e L-S e para velocidade de carregamento 5,52 m/s, segundo a norma ASTM 1820

A seguir na figura 31 são relacionados os valores de  $J_{ID}$  em relação à densidade de cada material, nas duas orientações, com velocidade de carregamento 5,52 m/s, na temperatura ambiente.

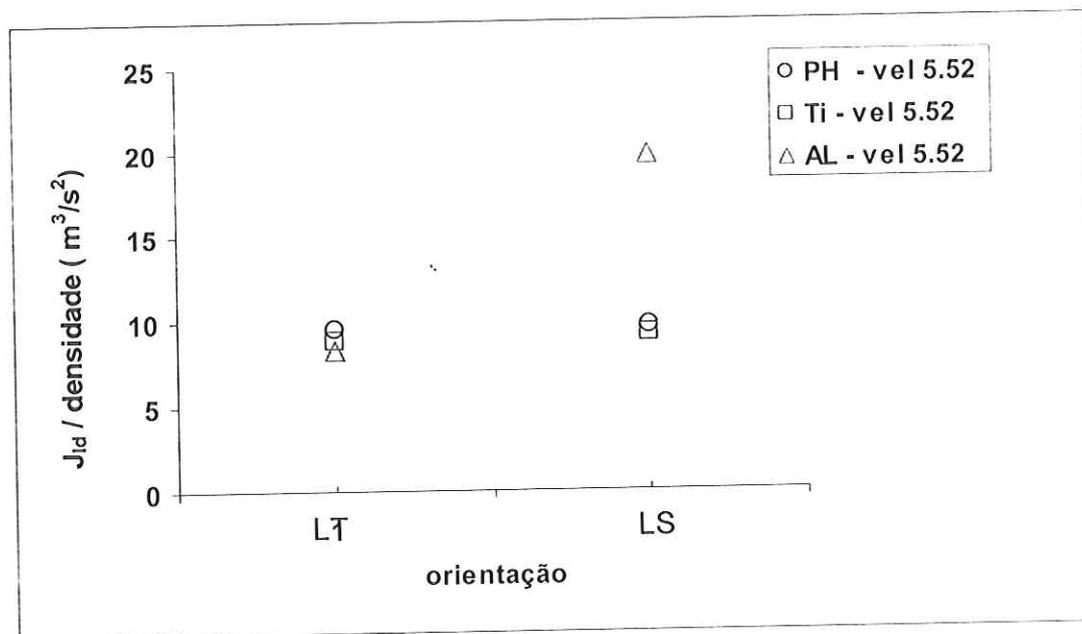


Figura 31- Gráfico tenacidade à fratura dinâmica ( $J_{ID}$ ) específico em função da orientação para ensaio a temperatura ambiente.

Novamente, comparando-se os valores de tenacidade a fratura dinâmica específica destes materiais, nota-se que nesta temperatura, a liga de alumínio na orientação L-S apresenta o mais alto valor. Estas diferenças podem ser explicadas em termos da densidade do Al, que é cerca de 2,9 vezes mais baixa que do aço é cerca de 1,8 vezes mais baixa do que o Ti, enquanto que a tenacidade a fratura dinâmica, considerando a direção L-S, é cerca de 1,4 vezes menor do que a do aço e cerca de 1,4 vezes maior do que

a da liga de Ti. Considerando a direção L-T esta é 3,2 vezes menor do que a do aço PH e cerca de 1,6 menor que a da liga de Ti.

Entretanto, as ligas de Ti têm sido recomendadas para uso em altas temperaturas onde existe a limitação de uso das ligas de Al. Neste estudo obteve-se valores de  $J_{ID}$  somente para as ligas de aço PH e de Ti à temperatura de 400°C. Comparando os valores específicos de  $J_{ID}$ , observa-se que para a direção L-T tem-se 18 e 10 [(kJ/m<sup>2</sup>)/ Mg/m<sup>3</sup>] respectivamente para o aço PH e liga de Ti. Na direção L-S tem-se 19 e 31 10 [(kJ/m<sup>2</sup>)/ Mg/m<sup>3</sup>] respectivamente para o aço PH e liga de Ti

## **5.6 – Análises das superfícies de fratura**

### **5.6.1 - Via Estereoscópio**

Na tentativa de explicar os resultados dos valores de tenacidade à fratura dinâmica obtidos para cada material como função da anisotropia e da temperatura de ensaio, as superfícies de fratura foram analisadas em um microscópio estereoscópio e em microscópio eletrônico de varredura. As Figuras 32 a 40 apresentam os aspectos fractográficos, observados no microscópio estereoscópio, para as ligas de aço PH e de Ti.

Na figura 32 pode ser observado que no caso da liga de Ti, na direção L-T ensaiada nas temperaturas ambiente e de 400°C apresenta superfície de

fratura muito similar, esta característica corrobora os valores similares de tenacidade encontrados para esta liga e nesta condição.

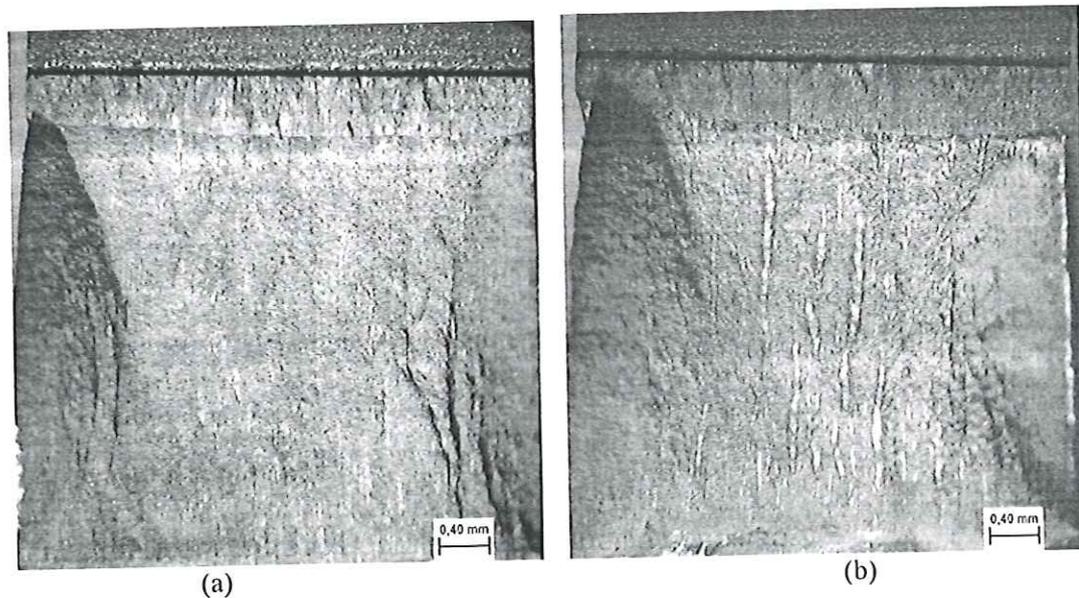


Figura 32 – Liga de Ti. Superfície de fratura de corpos de prova pré-trincados na orientação L-T, ensaiados (a) na temperatura ambiente e (b) na temperatura de 400°C.

Na direção L-S, Figura 33 observa-se que quando a temperatura de ensaio foi elevada para 400°C o modo de fratura mudou e o aspecto fractográfico passou a apresentar uma superfície muito sinuosa, indicativa de um maior consumo de energia para propagação da trinca. Isto está de acordo com um maior valor de tenacidade encontrado para esta liga nesta condição de ensaio.

Na Figura 34 podemos observar as características fractográficas do aço PH quando ensaiado a temperatura ambiente e 400°C. Podemos observar que ambas superfícies são similares, mas na temperatura de 400°C observa-se

uma maior quantidade de lábios de cisalhamento, indicativo e uma intensa deformação plástica e conseqüentemente uma maior tenacidade à fratura. Como este aço sofreu tratamento térmico de envelhecimento as direções L-T e L-S apresentam similar comportamento quanto à tenacidade à fratura, ver Figuras 34 e 35.

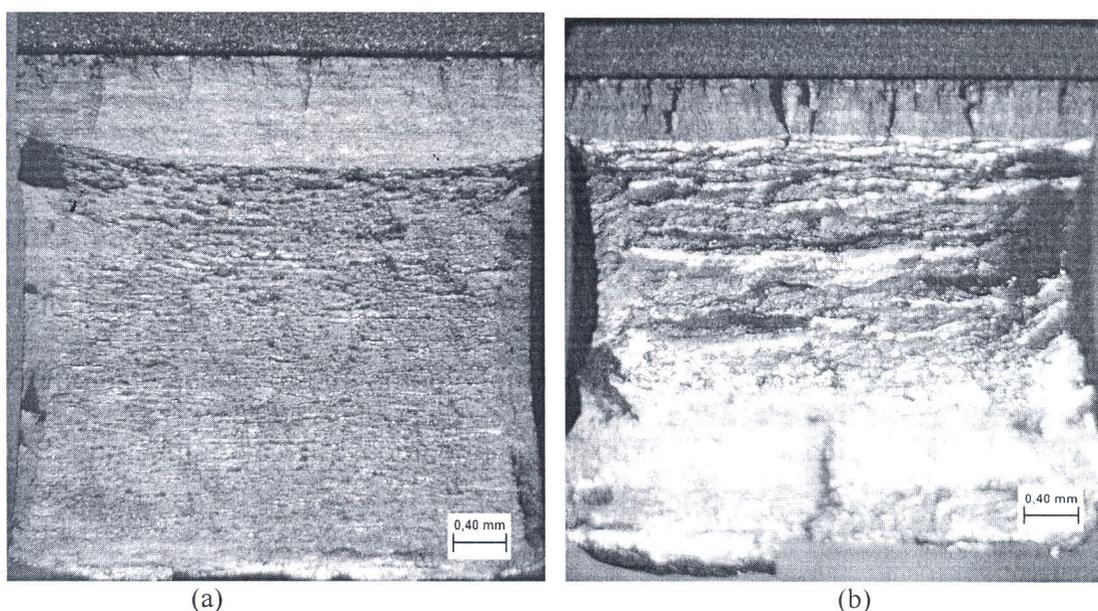


Figura 33 - Liga de Ti. Superfície de fratura de corpos de prova pré-trincados na orientação L-S, ensaiados (a) na temperatura ambiente e (b) na temperatura de 400°C.

As Figuras de 36 e 39 apresentam o aspecto fractográfico das ligas de aço PH e de Ti quando ensaiadas na temperatura ambiente e 400°C nas direções L-T e L-S. Observa-se que, independente da temperatura de ensaio e da orientação da pré trinca, o aço PH apresenta lábios cisalhantes maiores do que a liga de Ti, evidenciando a sua maior tenacidade.

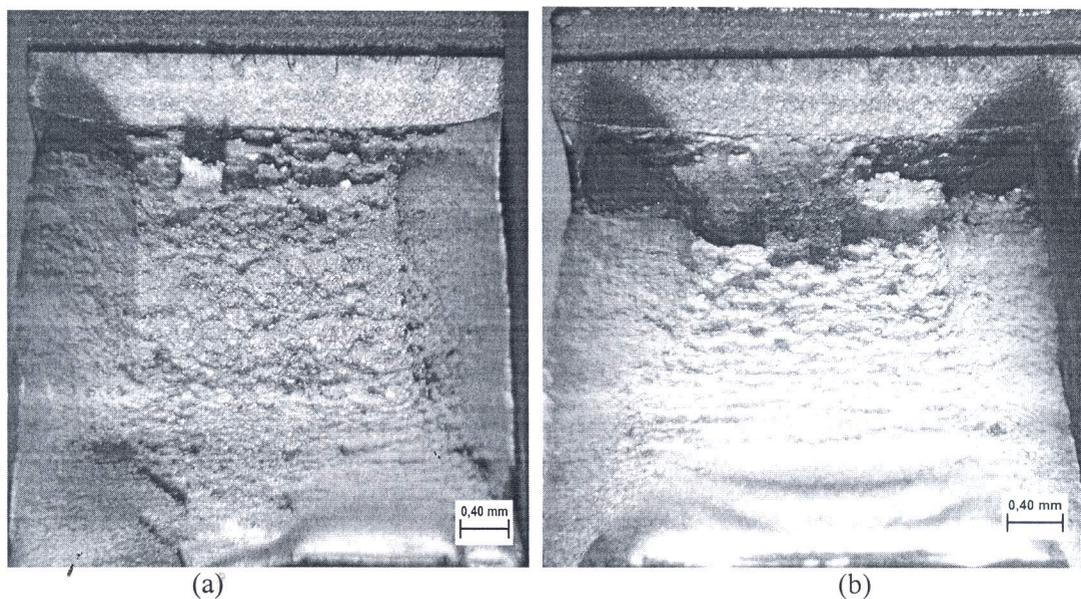


Figura 34- Aço PH. Superfície de fratura de corpos de prova pré-trincados na orientação L-T, da liga de aço inoxidável, ensaiados (a) na temperatura ambiente e (b) na temperatura de 400°C.

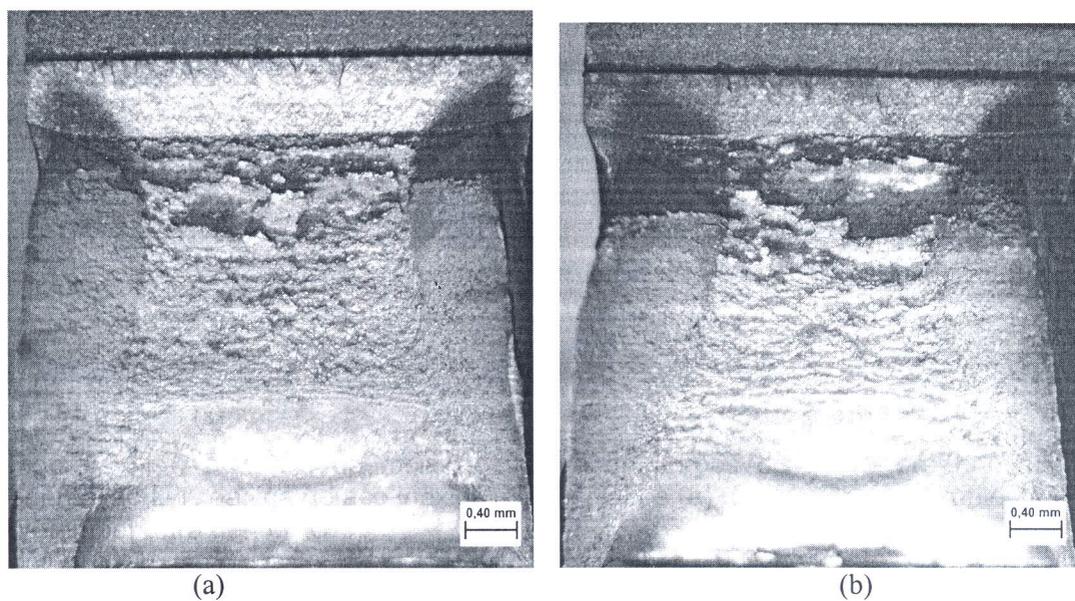


Figura 35 – Aço PH. Superfície de fratura de corpos de prova pré-trincados na orientação L-S, da liga de aço inoxidável, ensaiados (a) na temperatura ambiente e (b) na temperatura de 400°C.

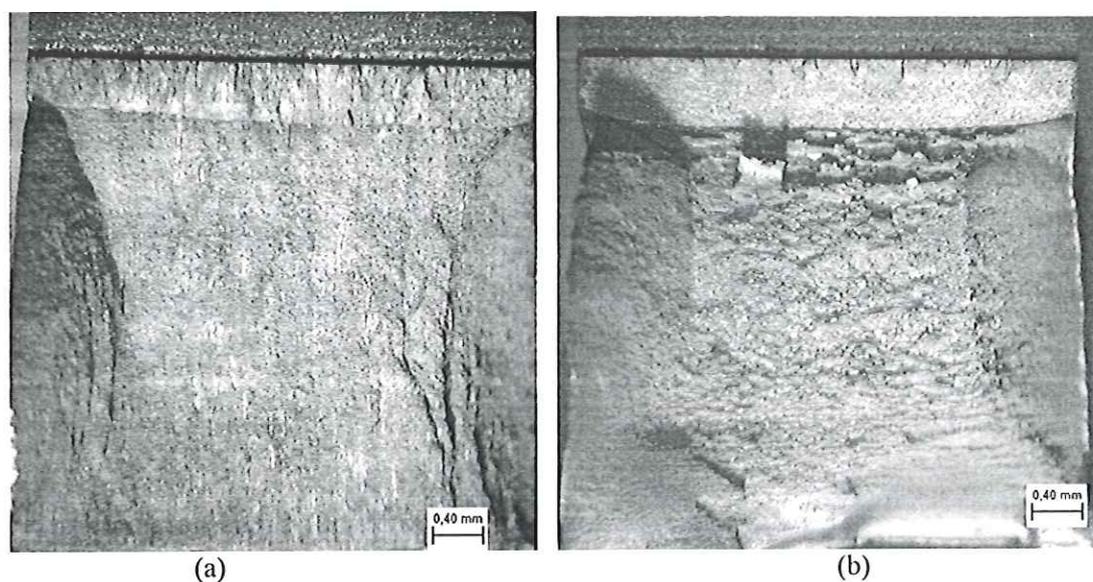


Figura 36 – Orientação L-T e temperatura ambiente. Superfície de fratura de corpos (a) da liga de titânio e (b) da liga de aço inoxidável.

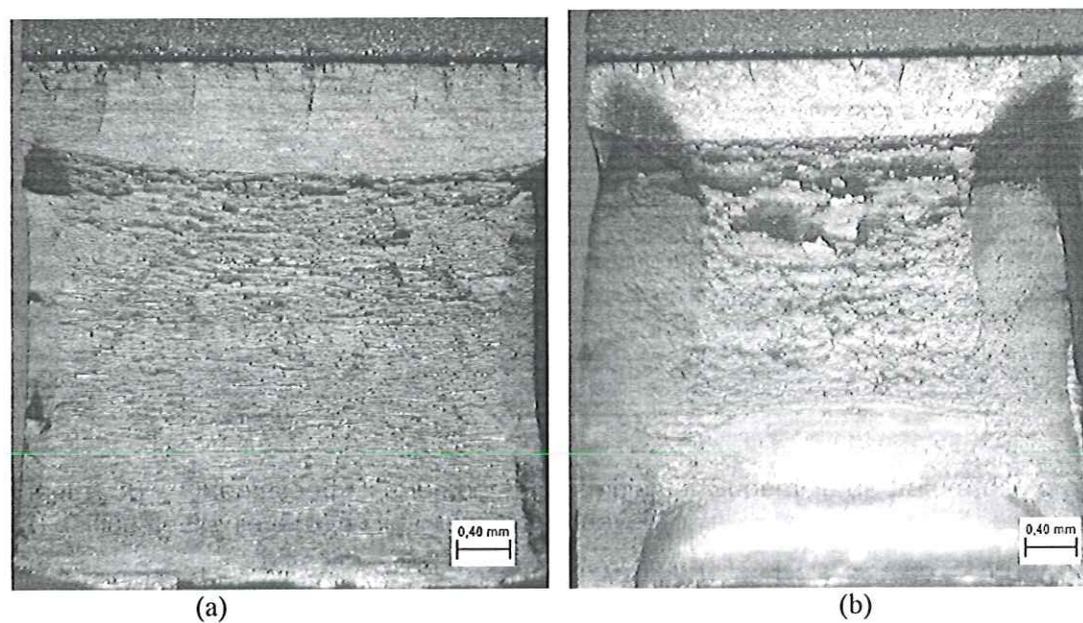


Figura 37 – Orientação L-S, temperatura ambiente. Superfície de fratura de corpos de prova (a) da liga de titânio e (b) da liga de aço inoxidável.

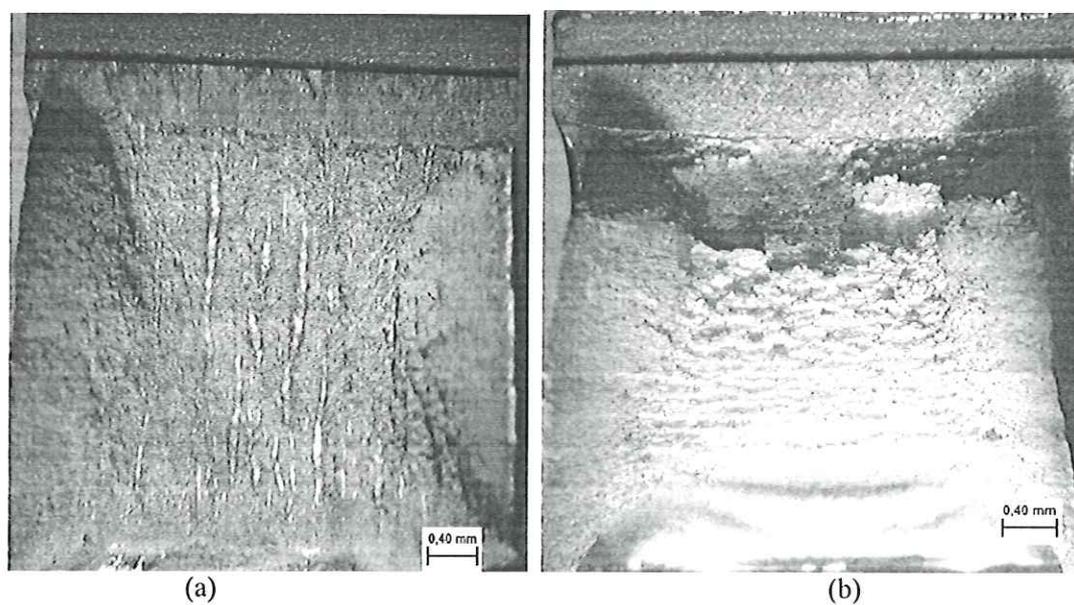


Figura 38 – Orientação L-T, temperatura de 400°C. Superfície de fratura de corpos de prova (a) da liga de titânio e (b) da liga de aço inoxidável.

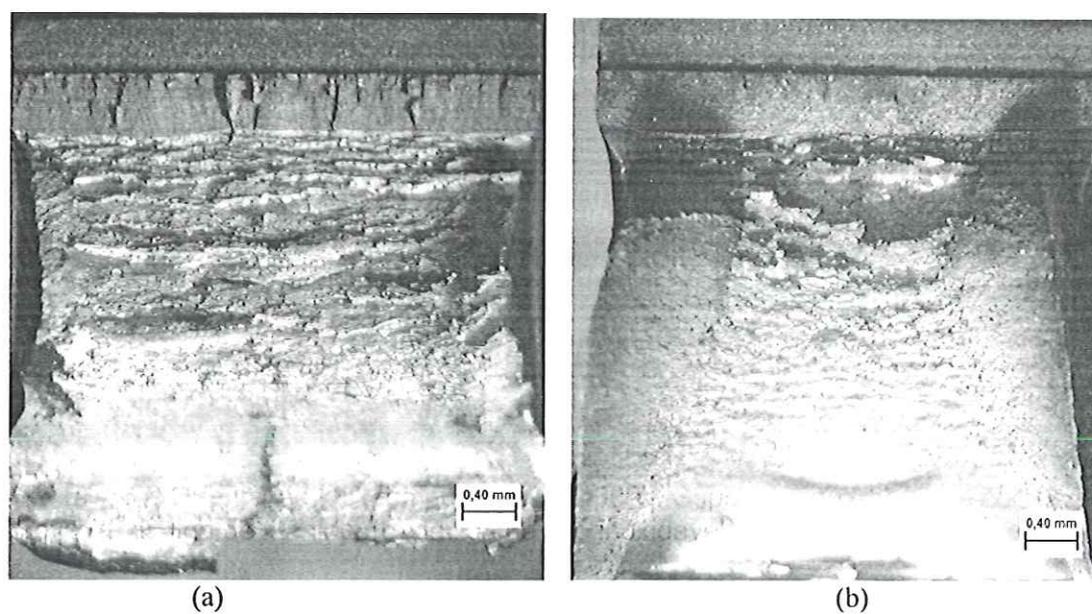


Figura 39 – Orientação L-S, temperatura de 400°C. Superfície de fratura de corpos de prova (a) da liga de titânio e (b) da liga de aço inoxidável.

No caso da temperatura de 400°C e na direção L-S, os mecanismos de aumento de tenacidade são diferentes para os dois materiais. Entretanto, no caso do aço PH observa-se que o mecanismos de deformação plástica (lábios cisalhantes) consomem mais energia do que as mudanças de direção da frente da trinca na liga de Ti.

A Figura 40 apresenta um resumo do aspecto fractográfico para as duas ligas e temperaturas de ensaio de corpos de prova extraídos no sentido de laminação L-S. A Figura 41 apresenta detalhe da superfície de fratura do corpo de prova da Figura 40 (a).

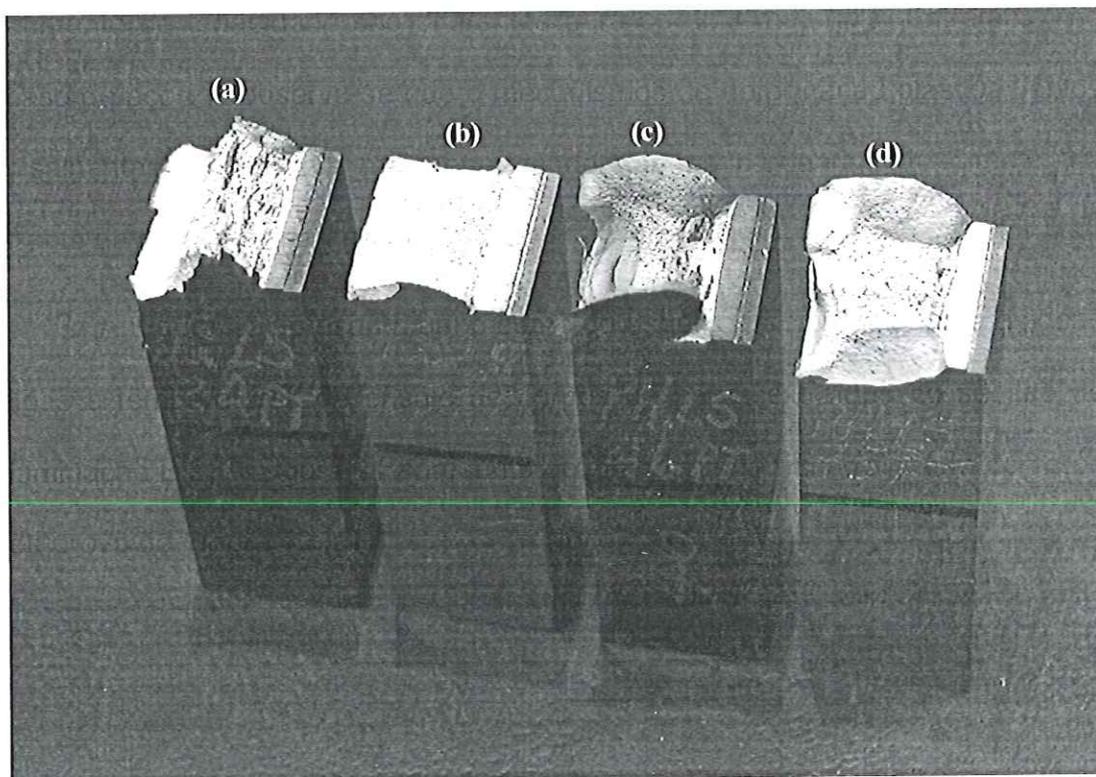


Figura 40- Imagens dos corpos de prova (a) e (d) à temperatura de 400°C e à (b) e (c) temperatura ambiente, correspondente à orientação L-S (a) e (b) das ligas de titânio e (c) e (d) aço inoxidável

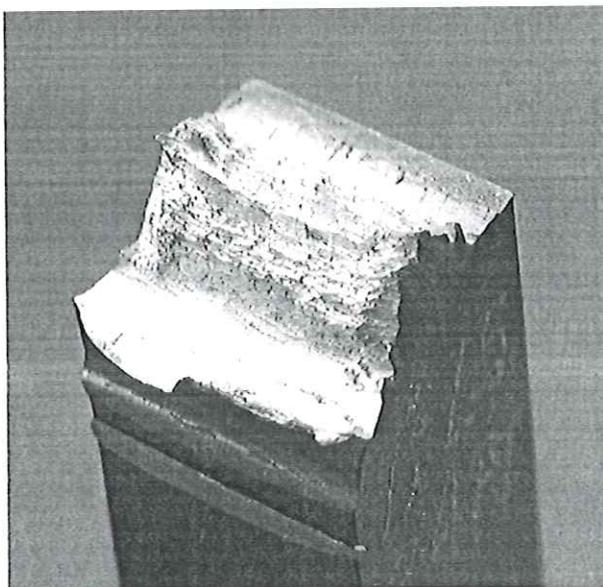


Figura 41 – Detalhe da superfície de fratura do corpo de prova da liga de titânio extraído da orientação L-S, à temperatura de 400°C.

Como observado anteriormente, o aumento de tenacidade da liga de Ti quando ensaiada a 400°C é aumentada devido a mudanças constante de direção da frente da trinca.

### 5.6.2 – Análise da superfície de fratura em MEV

O principal objetivo da realização da análise da superfície de fratura em MEV foi verificar os micromecanismos de nucleação e crescimento de trinca (tipo de fratura).

A seguir, nas 42 a 49 são apresentados detalhes das superfícies de fratura para as duas ligas e temperaturas estudadas. Observa-se que todas as

fraturas aconteceram de modo dútil, pela nucleação e crescimento de microvazios. Das figuras 42 a 45 são apenas da liga de aço inoxidável.

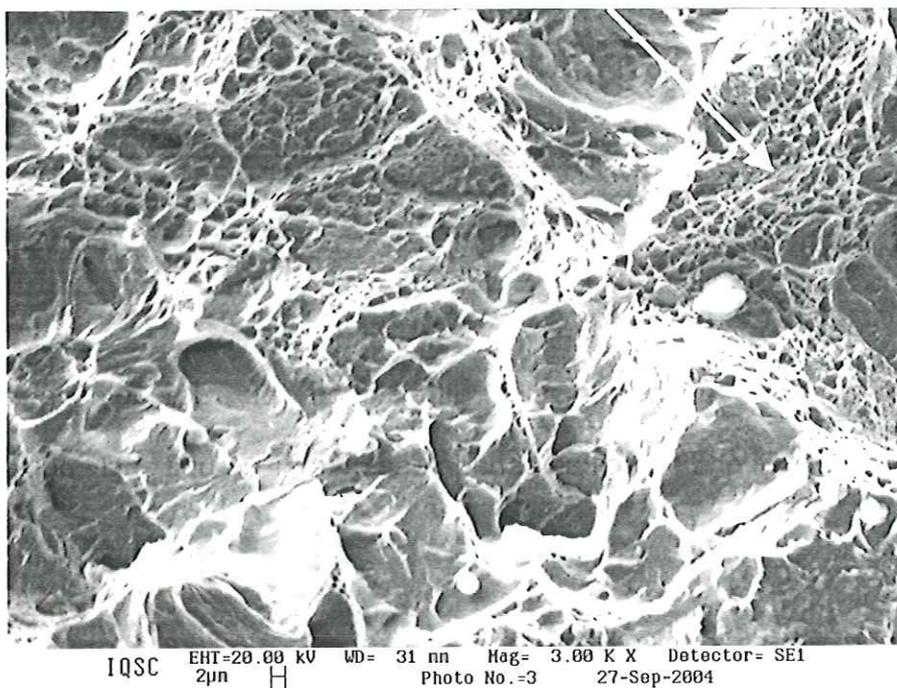


Figura 422 - Superfície de fratura da liga de aço inox, com aumento de 3000x, corpo de prova 60, orientação L-T, ensaio à temperatura ambiente com velocidade do martelo de 5,52 m/s.

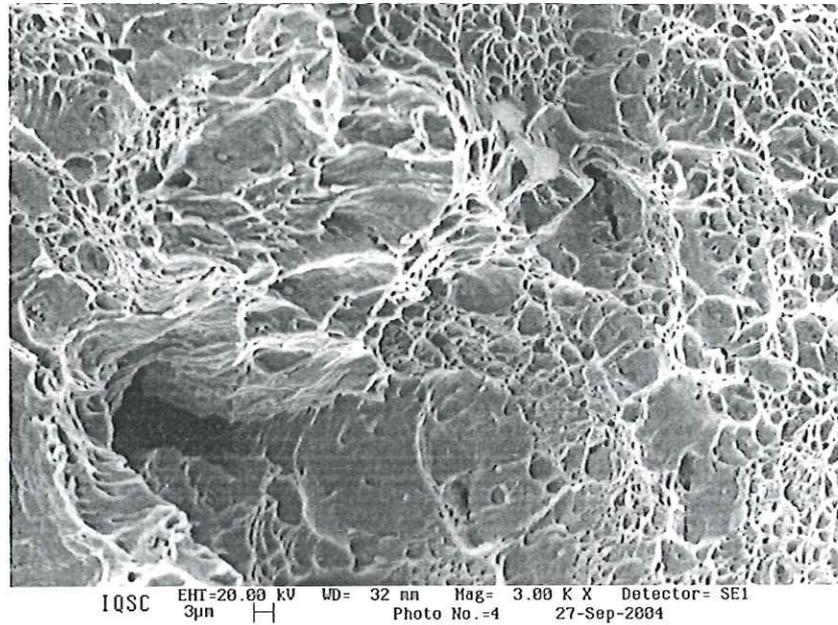


Figura 43 - Superfície de fratura da liga de aço inox, com aumento de 3000x, corpo de prova 62, orientação L-T, ensaio à temperatura de 400°C, com velocidade do martelo de 5,52 m/s.

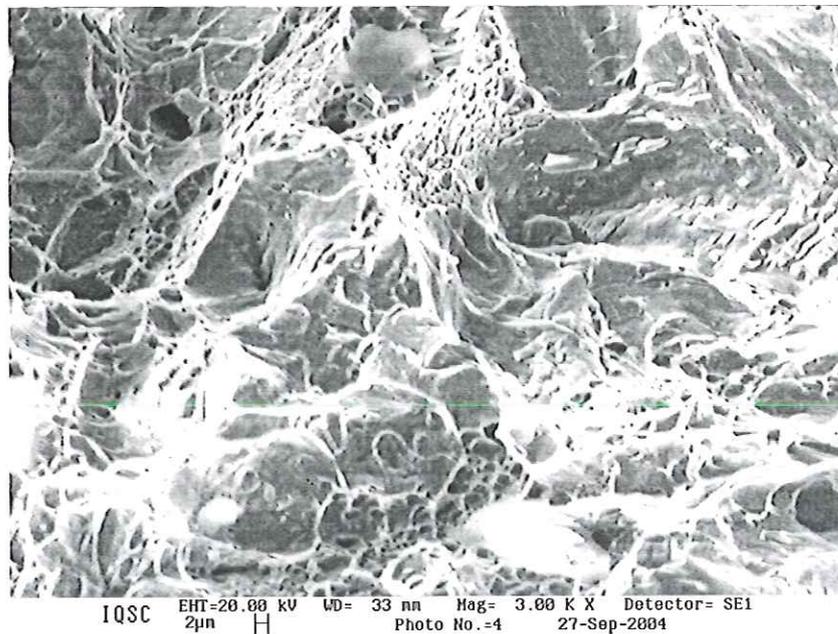


Figura 44 - Superfície de fratura da liga de aço inox, com aumento de 3000x, corpo de prova 75, orientação L-S, ensaio à temperatura ambiente com velocidade de 5,52 m/s.

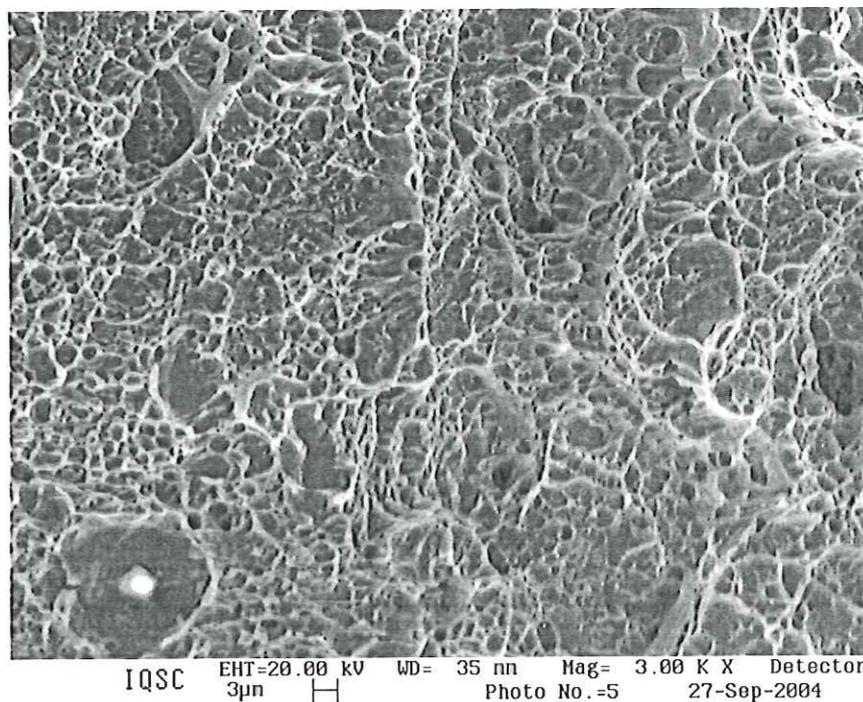


Figura 45 - Superfície de fratura da liga de aço inox, com aumento de 3000x, corpo de prova 76, orientação L-S, ensaio à temperatura de 400°C e com velocidade de 5,52 m/s.

Das figuras 46 a 49 são apenas da análise fractográfica da liga de titânio.

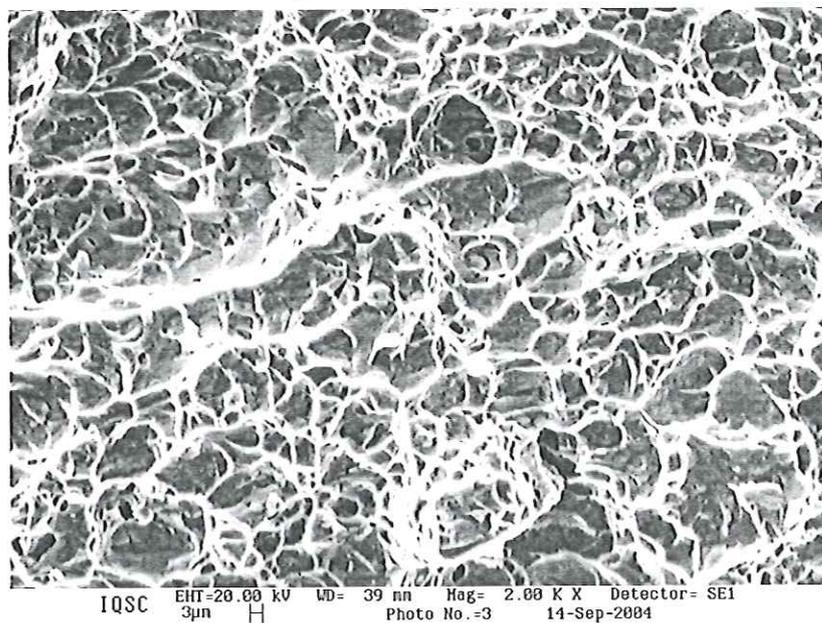


Figura 46 - Superfície de fratura da liga de titânio, com aumento de 2000x, corpo de prova número 10, orientação L-T, ensaio à temperatura ambiente com velocidade do martelo de 5,52 m/s.

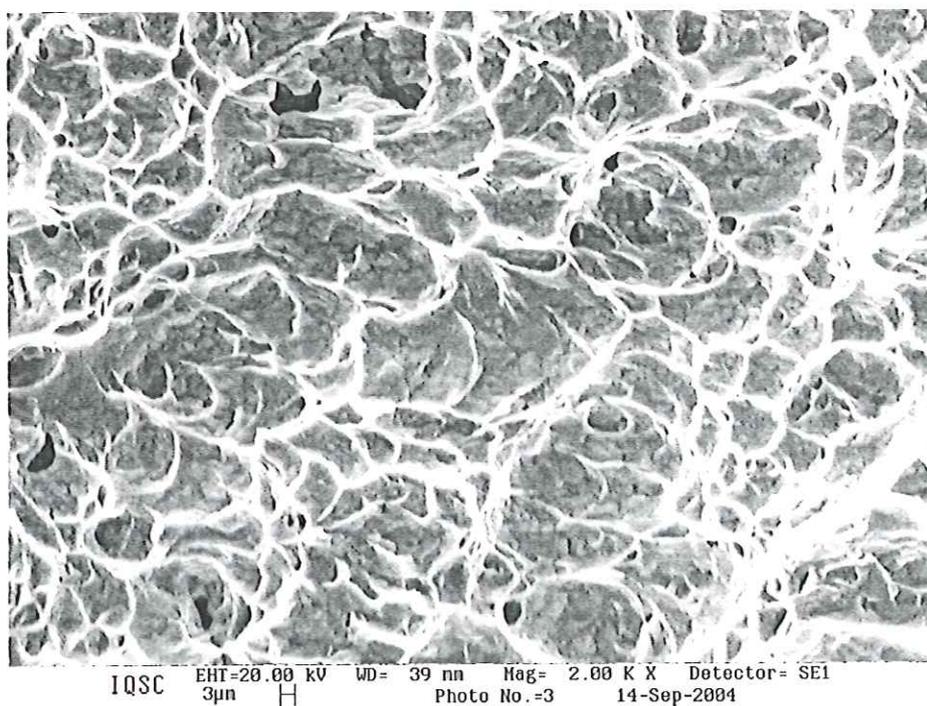


Figura 47 - Superfície de fratura da liga de titânio, com aumento de 2000x, corpo de prova número 07, orientação L-T, ensaio à temperatura de 400°C e com velocidade do martelo de 5,52 m/s.

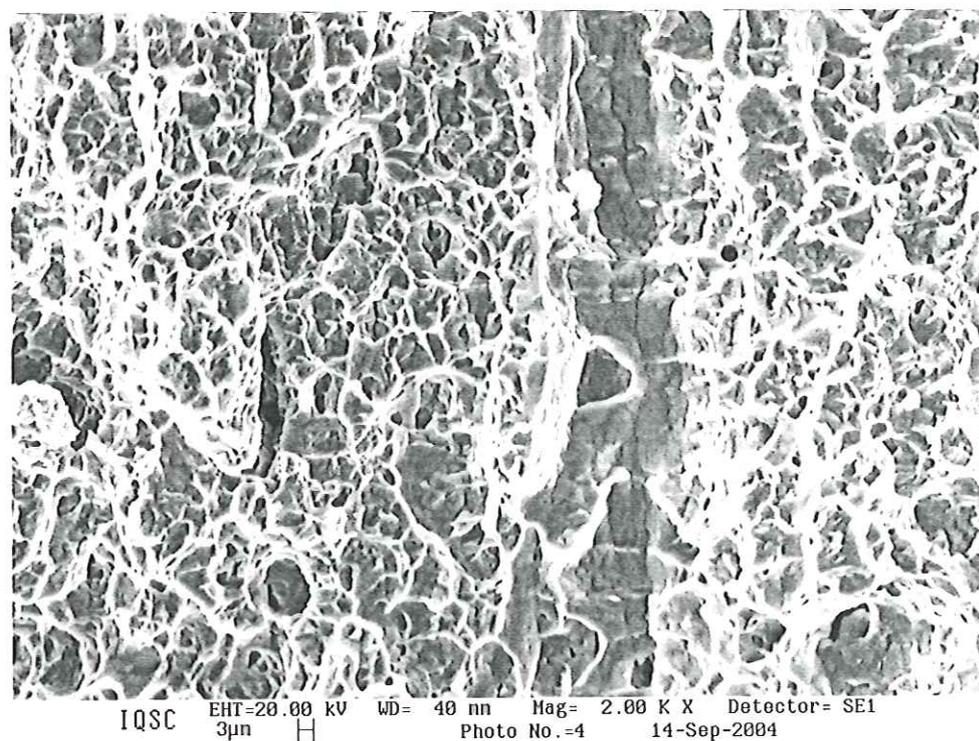


Figura 48 - Superfície de fratura da liga de titânio, com aumento de 2000x, corpo de prova número 25, orientação L-S, ensaio à temperatura ambiente com velocidade do martelo de 5,52 m/s.

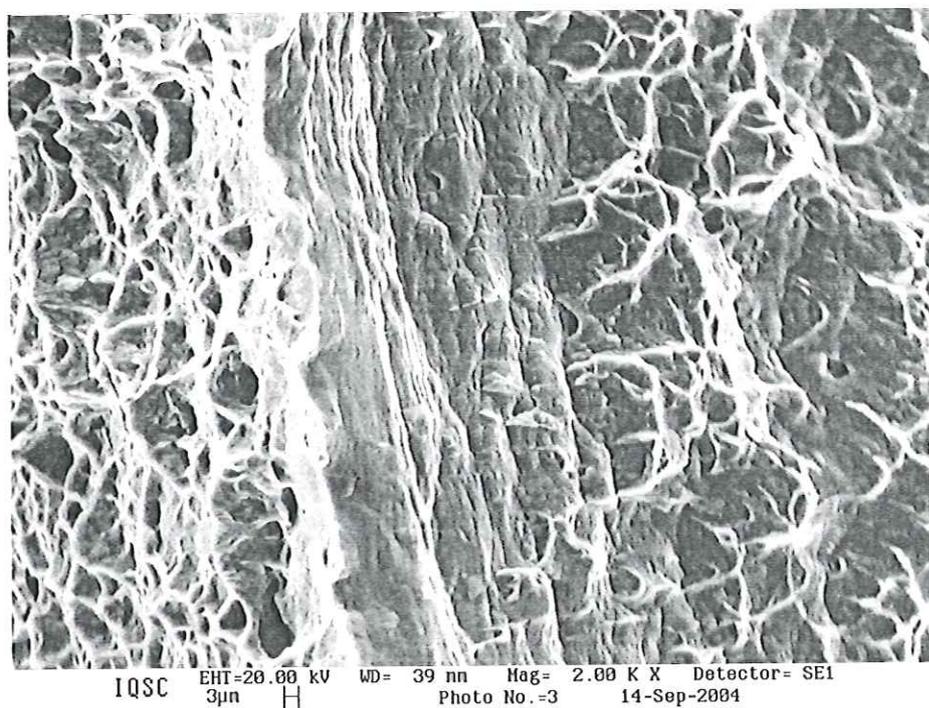


Figura 49 -Superfície de fratura da liga de titânio, com aumento de 2000x, corpo de prova número 24, orientação L-S, ensaio à temperatura de 400°C e com velocidade do martelo de 5,52 m/s.

## 6 – CONCLUSÕES

Baseado nos ensaios de impacto Charpy instrumentado, cujo os dados foram analisados segundo os critérios da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, dos materiais aço inoxidável PH na condição H1000 (solubilizado e envelhecido) e liga de Ti Ti6Al4V recozida, as seguintes conclusões foram obtidas:

- Os ensaios de impacto mostraram que os materiais em estudo apresentam comportamento dúctil, portanto devendo ser caracterizado pelo parâmetro de tenacidade à fratura da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica,  $J_{ID}$ .
- Os valores de  $J_{ID}$  nas duas orientações e temperaturas analisadas foram considerados válidos segundo critério de validade da norma ASTM E1820.
- No caso do aço, os valores de  $J_{ID}$  não variaram segundo a orientação de colocação do entalhe. Isto foi devido ao tratamento térmico empregado que removeu qualquer texturização do processo de conformação mecânica. Com o aumento da temperatura de ensaio a tenacidade aumentou significativamente.
- O Ti exibiu o mesmo comportamento que o aço PH na temperatura ambiente. Entretanto, na temperatura de 400 apresentou maiores valores de  $J_{ID}$  na orientação L-S. Com o aumento da temperatura,

ocorreu mudança no modo de propagação da trinca na orientação L-S.

Com isto os valores de  $J_{ID}$  aumentaram significativamente.

- Considerando aplicação em altas temperaturas, observou-se que em termos de tenacidade à fratura dinâmica específica, na direção L-T o aço PH exibiu valores 1,8 vezes superior ao do Ti. Entretanto, na direção L-S a liga de Ti exibiu valor de tenacidade à fratura dinâmica específica 1,7 vezes superior ao do aço.
- Sendo assim, de acordo com os resultados encontrados, o titânio pode ser substituído pelo aço PH, desde que seja utilizado na temperatura ambiente e na orientação L-T, nas demais condições e principalmente em alta temperatura de trabalho o titânio se torna imbatível.

## 7 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Se possível realizar novos ensaios nas mesmas condições com uma quantidade maior de corpos de prova para que se possa confirmar com maior precisão os resultados obtidos.

Realizar ensaios variando-se as velocidades de carregamento verificando a teoria de que materiais controlados por deformação, tendem a aumentar a energia de absorção em função do aumento da taxa de carregamento. Apesar de que estudos prévios realizados com ligas de titânio

relatam que este fato não ocorre para esta liga, sendo assim controlado por tensão e não por deformação.

Estudos indicam que o titânio apresenta considerável resistência ao impacto quando submetido a temperaturas abaixo de zero, apesar de apresentar temperatura de transição dúctil-frágil. Sendo assim, seria interessante verificar o comportamento da liga de titânio em temperaturas abaixo de zero.

Vale ressaltar que a liga de titânio encontra-se na condição recozida e o aço inoxidável na condição envelhecida por precipitação (H1000), seria interessante analisar essas ligas decorrentes de outros tratamentos térmicos.

## 8 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDERSON, T. L., Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications. 2ed. Boca Raton. CRC press. 1995.

Annual Book of American Society for Testing and Materials Standards, Section 3, v. 03.01, Designation E399-90, p. 485-515, 1991.

ANGAMUTHU, K., GUHA, B. Abd ACHAR, D. R. G. Investigation of dynamic fracture toughness (J<sub>1d</sub>) behavior of strength mis-matched Q & T steel weldments using instrumented charpy impact testing. Engineering Fracture Mechanics. 64, p. 417-432. 1999.

ASM Handbook, Metallography and Microstructures, Vol.9 (1985)

ASM-Metals Handbook - Toughness and Fracture Mechanics, in: Failure Analysis and Prevention: v.10, 8ª ed., Metals Park, Ohio, 1975, pp.30-44.

ASTM E23 (1997) Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards.

ASTM E1823 (1996) Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing, Annual Book of ASTM Standards.

ASTM E1820, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards.2001.

ASKELAND, D. R. The science and engineering of materials, PWS Publishing Company, 3rd edition, 1994.

BOWEN, P. et al (1986) Acta Metall. 34, 1121-1131

BROEK, D. Elementary engineering fracture mechanics. Martinus Nijhoff Publishers, 3rd revised edition. 1984.

CETLIN P. R., SILVA P. S. P., Análise de fraturas, 2 ed., p. 5 -63

De Assis Toti, Francisco. Tenacidade à fratura dinâmica de uma liga de alumínio de alta resistência SAE AMS 7475 T7351. Dissertação de Mestrado - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo. 2004.

DELGORGE, D. Y. M., Instrumentação de um Pêndulo para Ensaio de Impacto Charpy, Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Unicamp, 96p., Campinas,1994

DELFORGE, D.Y.M, TOKIMATSU, R.C. & FERREIRA, I. - In: Anais do I Seminário de Mecânica da Fratura. Pp. 325-344. Ouro Preto-MG, junho/95.

DIETER, G.E. in: Metalurgia Mecânica, 2ª Ed. Trad. A.S.S. Silva, L.H. Almeida e P.E.V. Miranda, Rio de Janeiro, Guanabara Dois, pp.419-50. 1981.

FEDELINSK, P., ALIABALI, M. H. And ROOKE, D. P. Boundary element formulations for the dynamic analysis of cracked structures. Dynamic Fracture Mechanics. Editor: M. H. Aliabali. Computational Mechanics Publications. P. 61-100. 1995.

FONSHTEIN, N. M.; Metalloved. I Termich. Obrab. Metallov; nº 8 , p 66. 1976

GRAVILLE, B. A. Ad ROTHWELL, A. B. Effect of niobium on HAZ toughness using the instrumented charpy test. Metal Construction. P. 455-456. Oct. 1977

KOBAYASHI, T. Analysis of impact properties of A533 steel for nuclear reactor pressure vessel by instrumented charpy test. *Engineering fracture mechanics*, vol.19, n. 1, p. 49-65.1984.

GRIFFITH, A. ; *Phil.Trans. Roy. Soc.*, vol.A 221. 1920.

INGLIS, C. ; *Trans. Inst. Naval Archit. London*, vol.55, p.219. 1913.

IRWIN, G,; *Encyclopedia of Physics*, vol. 6, 1958

KOBAYASHI,T. et alli. Introduction of a new dynamic fracture toughness evaluation system, *Journal of Testing and Evaluation*, v.21, n.3, p.145-53. 1993.

KOBAYASHI, T. Analysis of impact properties of A533 steel for nuclear reactor pressure vessel by instrumented charpy test. *Engineering fracture mechanics*, vol.19, n. 1, p. 49-65.1984.

KOBAYASHI, T., YAMAMOTO, I., NIINOMI, M. On the accuracy of measurement of dynamic elastic-plastic fracture toughness parameters by the instrumented charpy test. *Engineering Fracture Mechanics*, v.26, n.1, p.83-94.1987.

MEGUID, S. A. *Engineering fracture mechanics*, Elsevier Applied Science. 1989.

NISHIOKA, T. Recent developments in computational dynamic fracture mechanics. *Dynamic fracture mechanics*. Editor: M. H. Aliabadi, Computational Mechanics Publications, p.1-60. 1995.

OWEN. D. M., et al. Experimental determination of dynamic crack initiation and propagation fracture toughness in thin aluminum sheets, *International Journal of Fracture*, v.45, p.1-15. 1998.

P.R.SREENIVASAN, A. MOITRA, S.K.RAY, S.L.MANNAN. Dynamic Fracture properties of a 9Cr-1Mo Weld from Instrumented Impact and Drop-Weight Test. *Int. J. Pres. Ves. Piping*, 69 (1996), p. 149-159.

Reference Manual – Software (1999), Instron Wolpert Software for Instrumented Pendulum Impact Testing Machines.

RODRIGUES, A. R., TOKIMATSU R. C. Determinação da Tenacidade a Fratura Dinâmica Aparente da Liga de Alumínio Al7050 por meio do Ensaio Charpy Instrumentado Utilizando diferentes Transdutores. COBEM 2001, Materials Science, vol 2, 224-232

Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards, Section 3, v.03.01, Designation E1820-96, 1997.  
Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, Designation E23-95, 1997.

SHTERENLIKHT, A., HASHEMI H.S. et al. Assessment of an instrumented Charpy impact machine. International Journal of Fracture. Vol. 132. pag. 81-97. 2005.

S.M. BANK, M. K. PARK AND D. J. SUN, Dynamic Fracture Characteristics of Metallic Materials under Impact Loading, Key Engineering materials Vols. 145-149 (1998), p 261-66.

TARPANI, J. R., (1995) Avaliação dea Estabilidade de Trincas em Componentes Estruturais por Meio do Parâmetro Elasto-Plástico Integral – J e Comparados com Resultados Obtidos Via Mecânica da Fratura Elástica-Linear. São Carlos – Brasil.

TOKIMATSU R. C., FERREIRA I.(1999) Ensaio Charpy- Limitações e Campo de Aplicações, 54º Congresso da ABM- São Paulo.

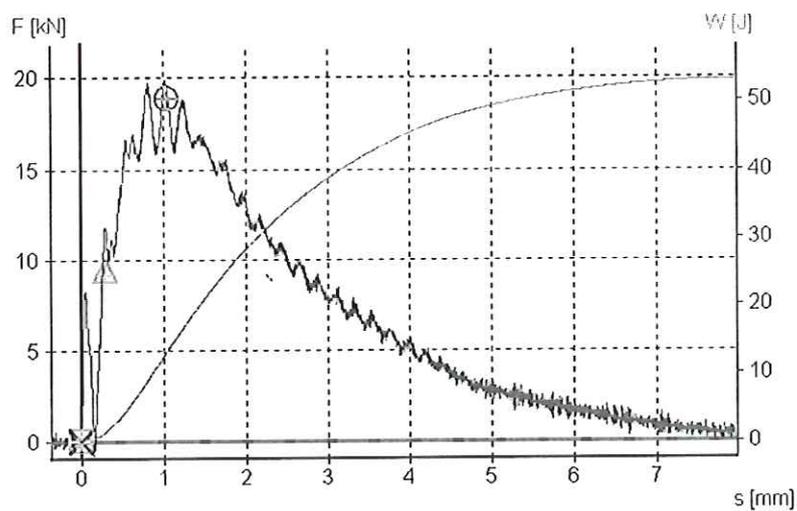
YAMAMOTO, I.; KOBAYASHI, T. Evaluation method of dynamic fracture toughness by the computer-aided instrumented charpy impact testing system. International journal of pressure vessels and piping, v. 55, p. 295-312. 1993

IVANKOVIC, A. and WILLIAMS, J. G. The finite volume analysis of linear elastic dynamic fracture problems. Dynamic Fracture Mechanics. Editor: M. H. Aliabadi, Computational mechanics publications, p. 101-135. 1995

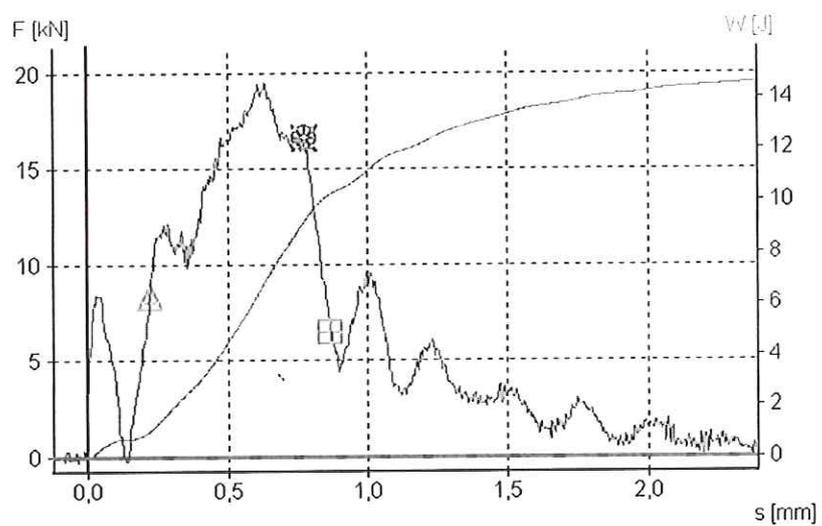
ZHANG, X. P. and SHI, Y. W., Comparative Studies of Several Methods to Determine the Dynamic Fracture Toughness of a Nuclear Pressure Vessel Steel A508 CL3 With Charpy-Size Specimen, International Journal of Fracture, v.81, p.195-204, 1996.

ZHU, L.H., ZHAO, Q. X. , GU, H. C. and LU, Y. S. Application of instrumented impact test for studying dynamic fracture property of 9Cr-1Mo-V-Nb-N steel, Engineering fracture mechanics, 64, p. 327-336. 1999.

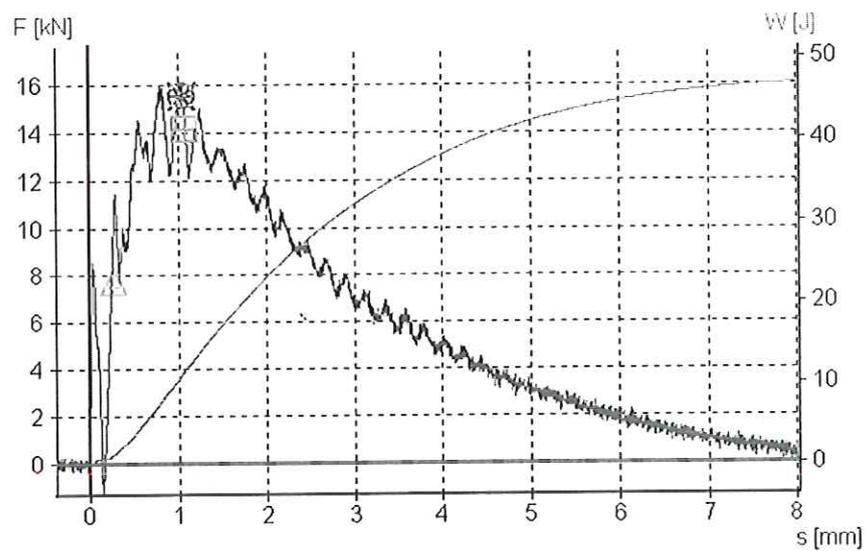
### 9 - ANEXO A – Gráficos gerados pelo equipamento



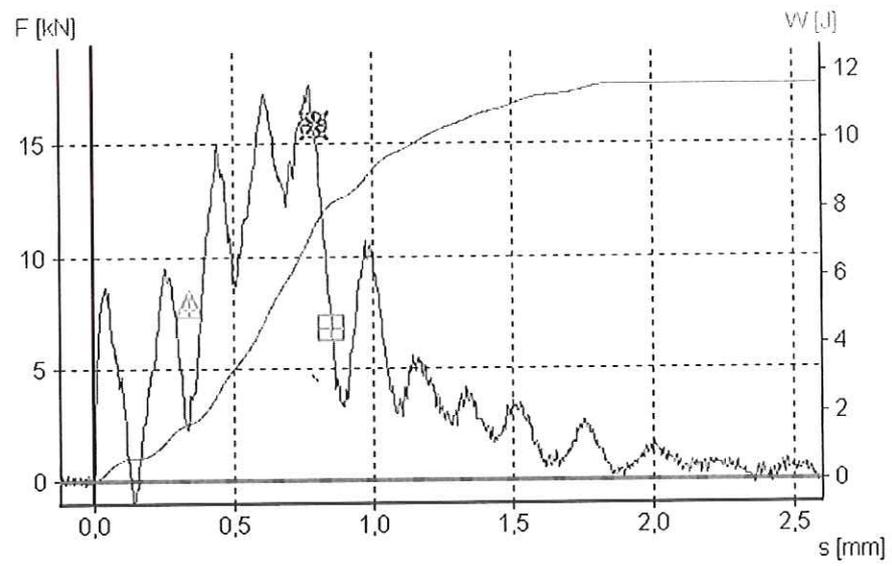
TI 07- LT- PT -TE- 5.52



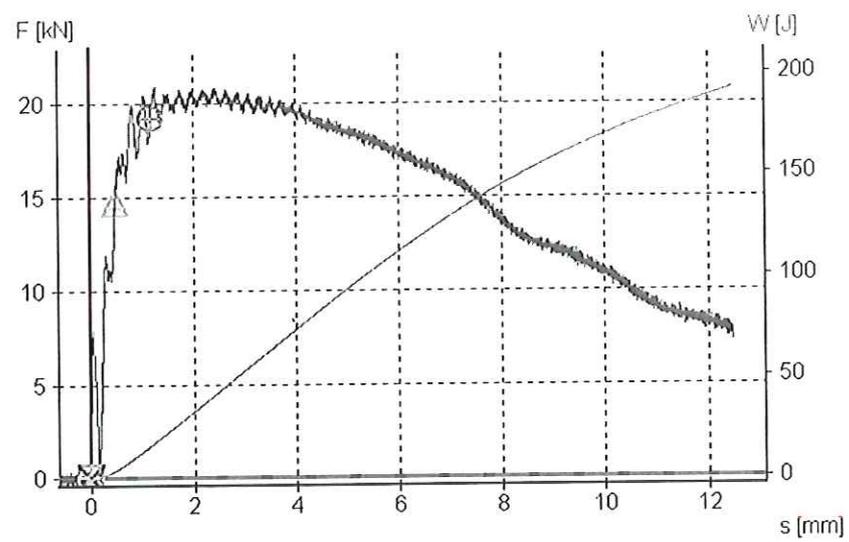
TI 10- LT- PT -TA- 5.52



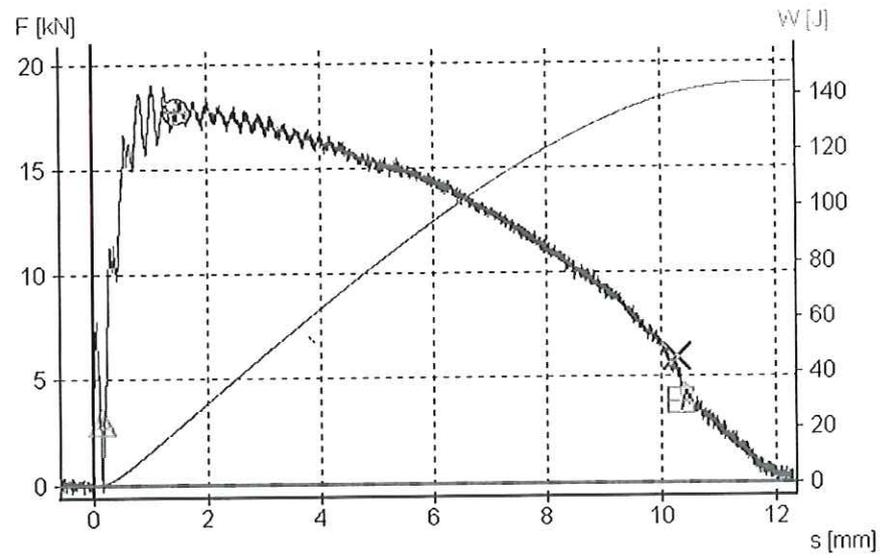
TI 13- LT- PT -TE- 5.52



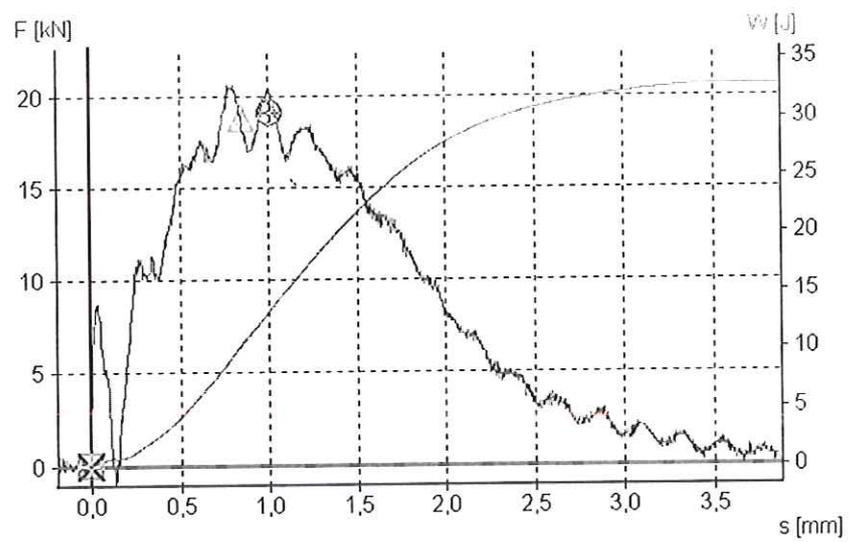
TI 16- LT- PT -TA- 5.52



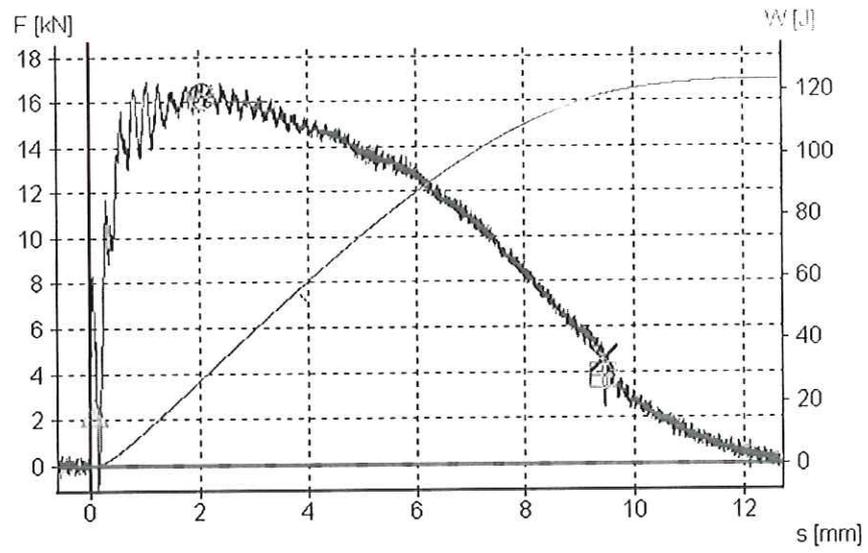
TI 23- LS- V -TE- 5.52



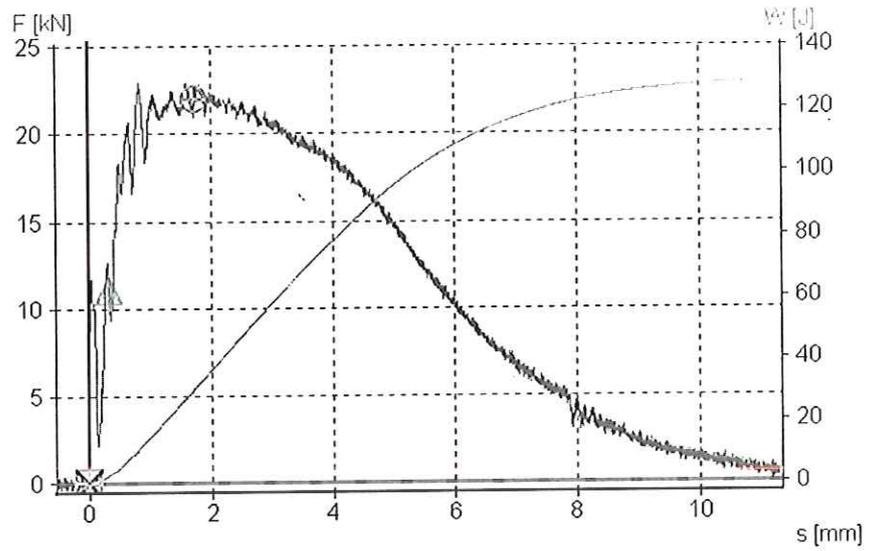
TI 24-LS-PT-TE-5.52



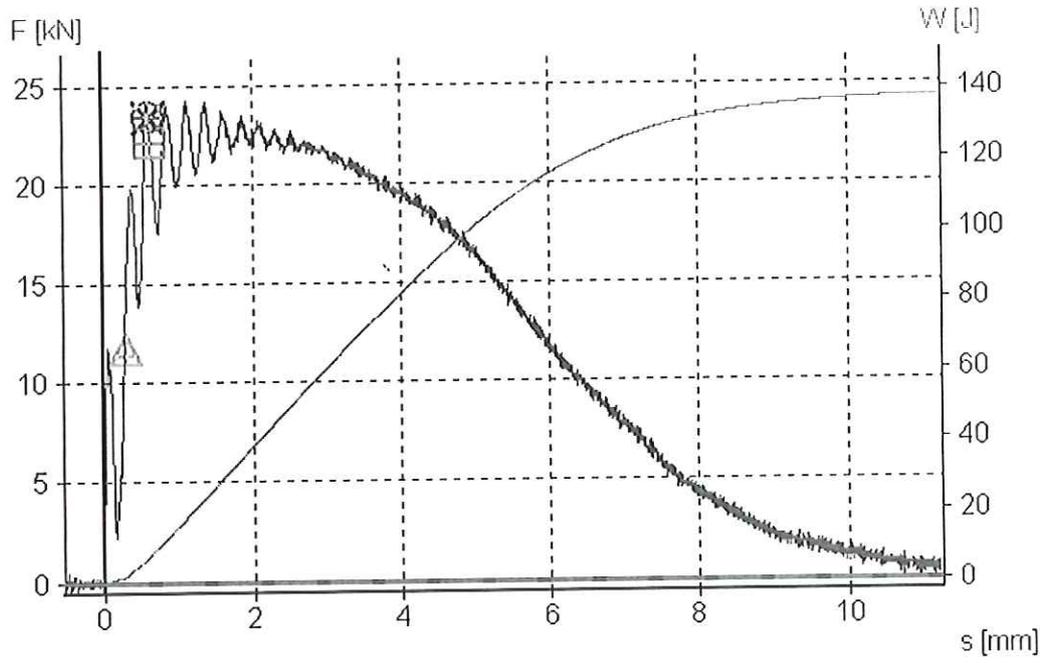
TI 25-LS-PT-TA-5.52



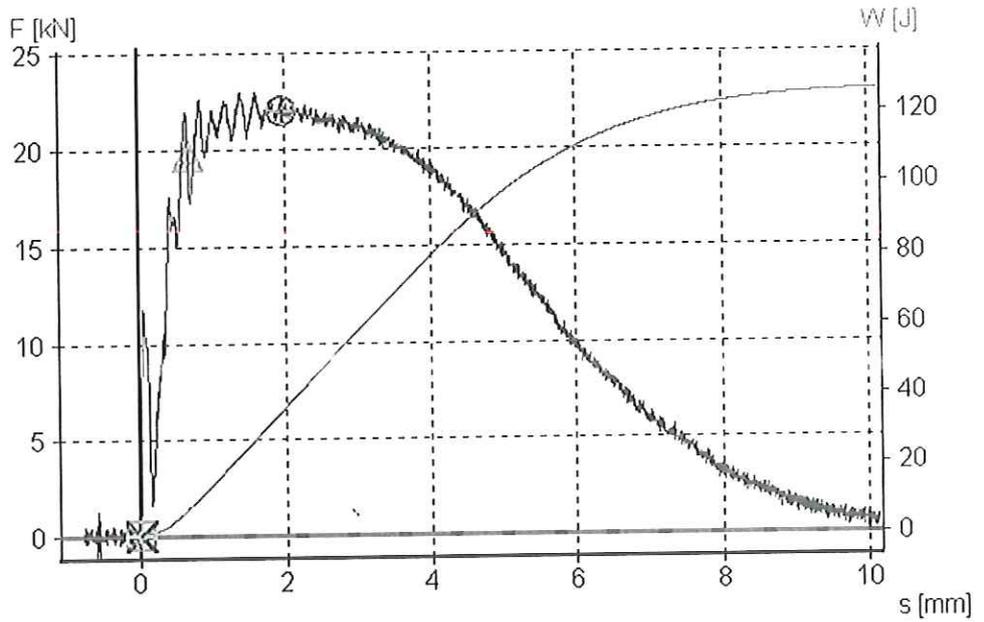
TI 27- LS- PT -TE- 5.52



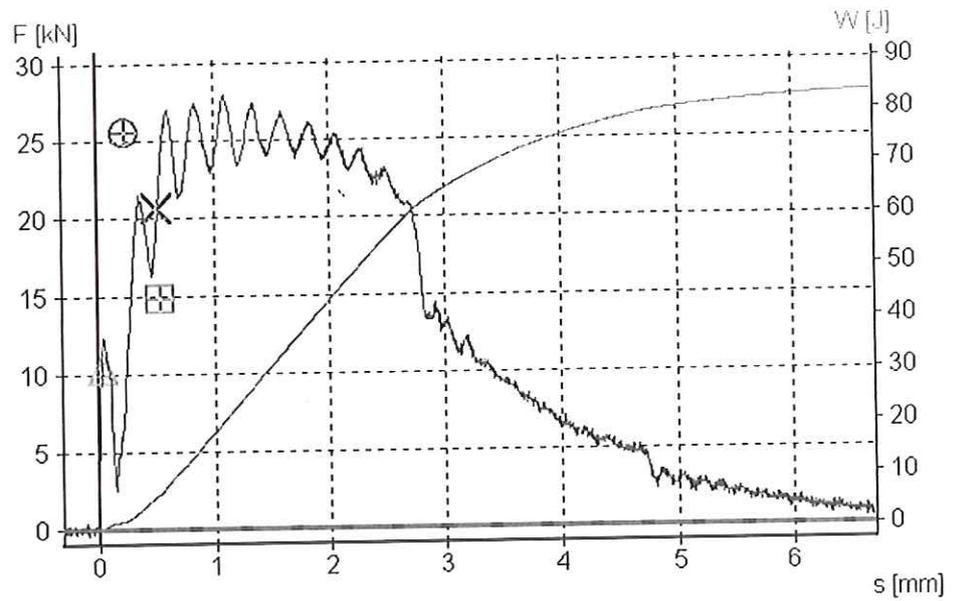
PH 56- LT- PT -TE- 5.52



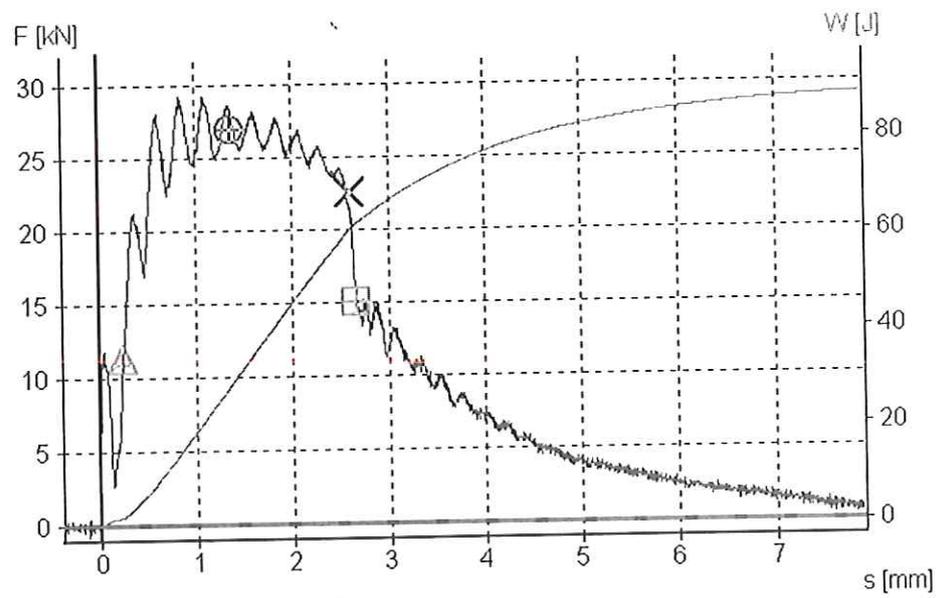
PH 57- LT- PT -TE- 5.52



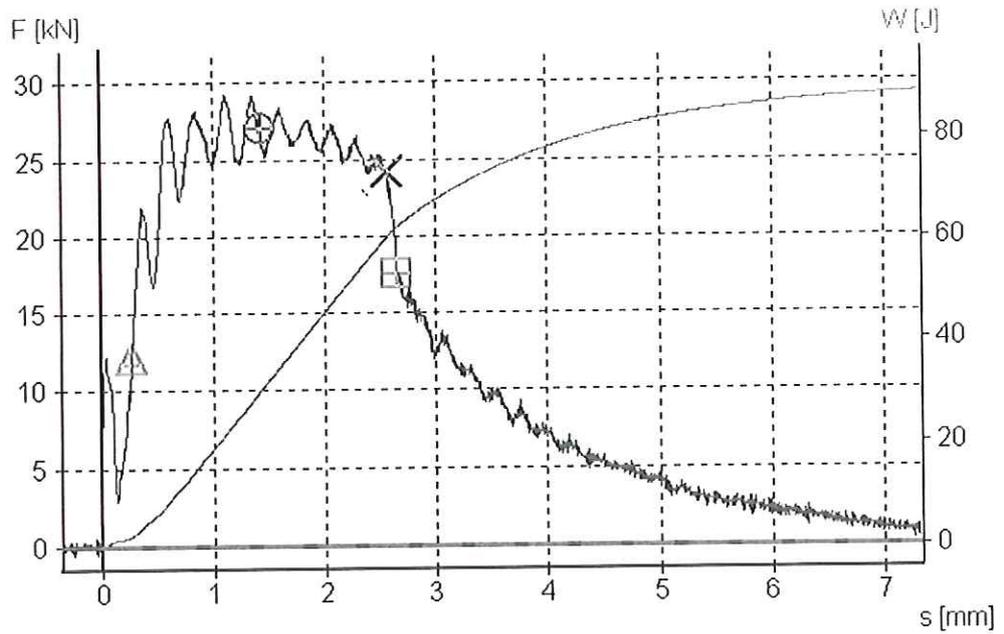
PH 58- LT- PT -TE- 5.52



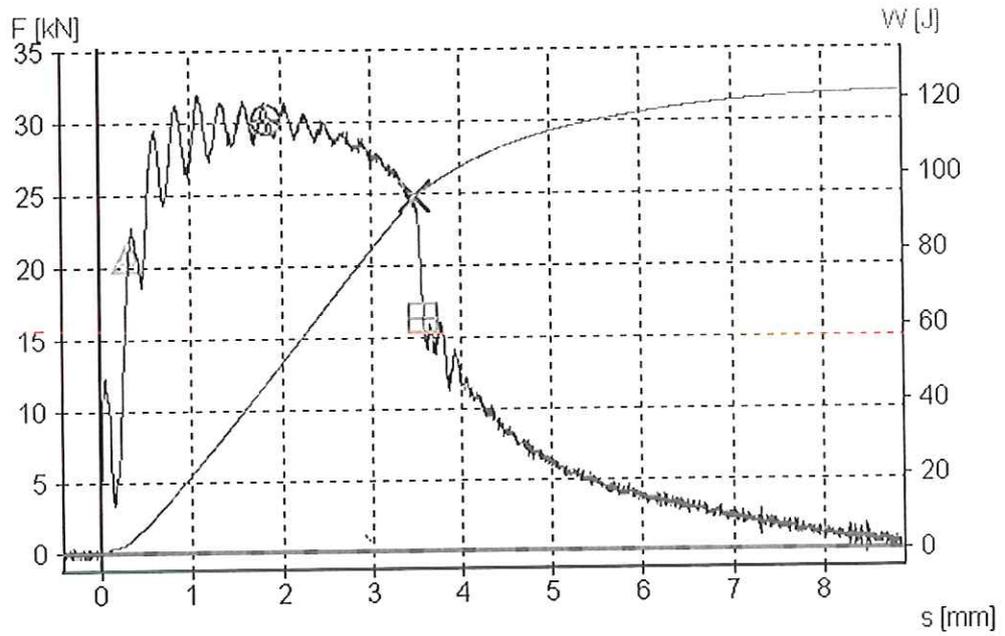
PH 59- LT- PT -TA- 5.52



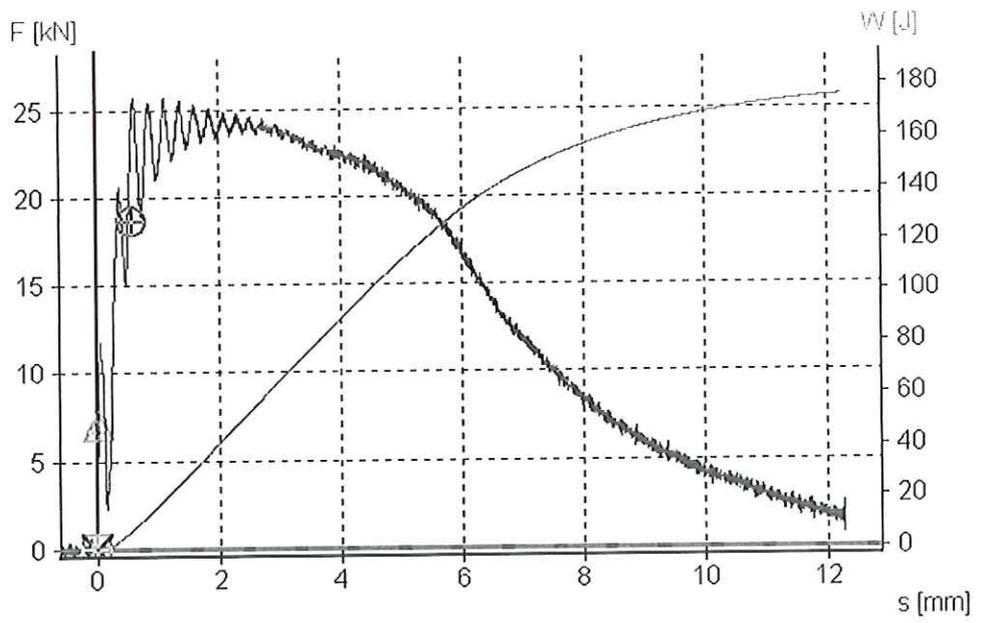
PH 60- LT- PT -TA- 5.52



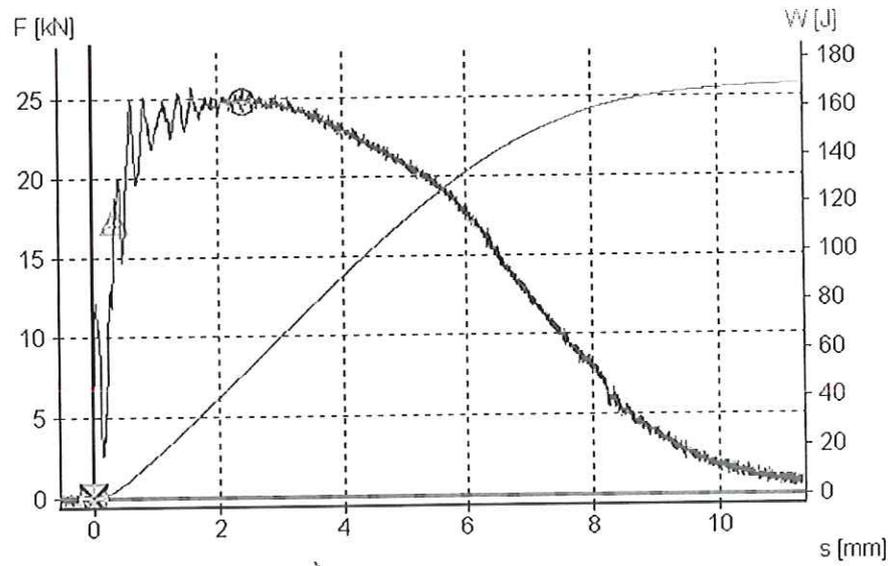
PH 61- LT- PT -TA- 5.52



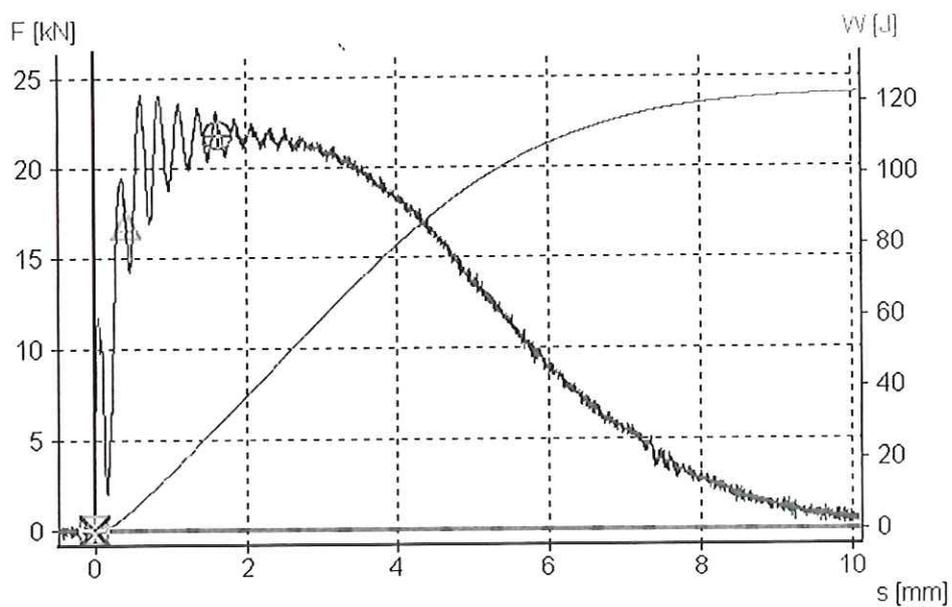
PH 70- LS- V -TA- 5.52



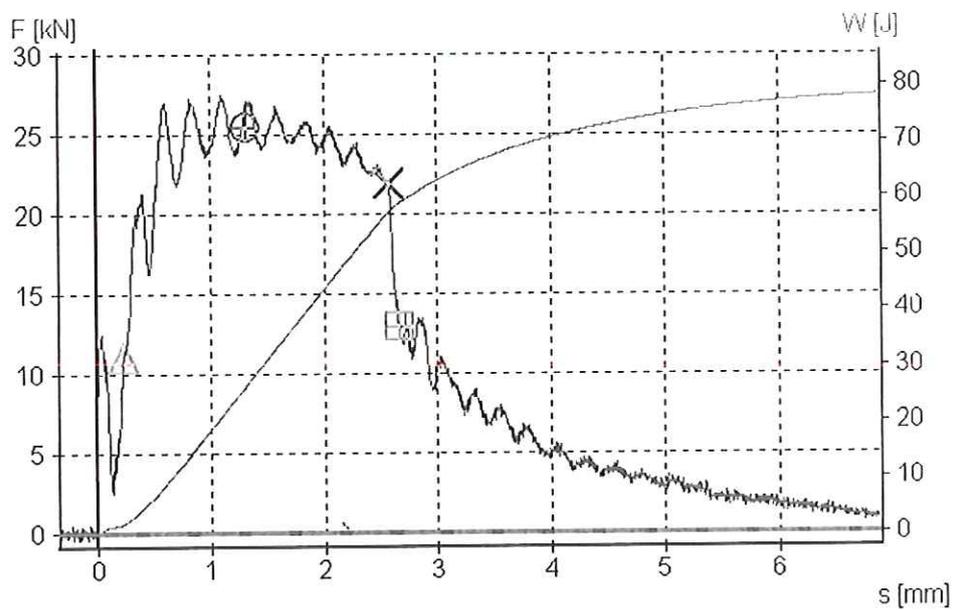
PH 71-LS-V-TE-5.52



PH 72-LS-V-TE-5.52

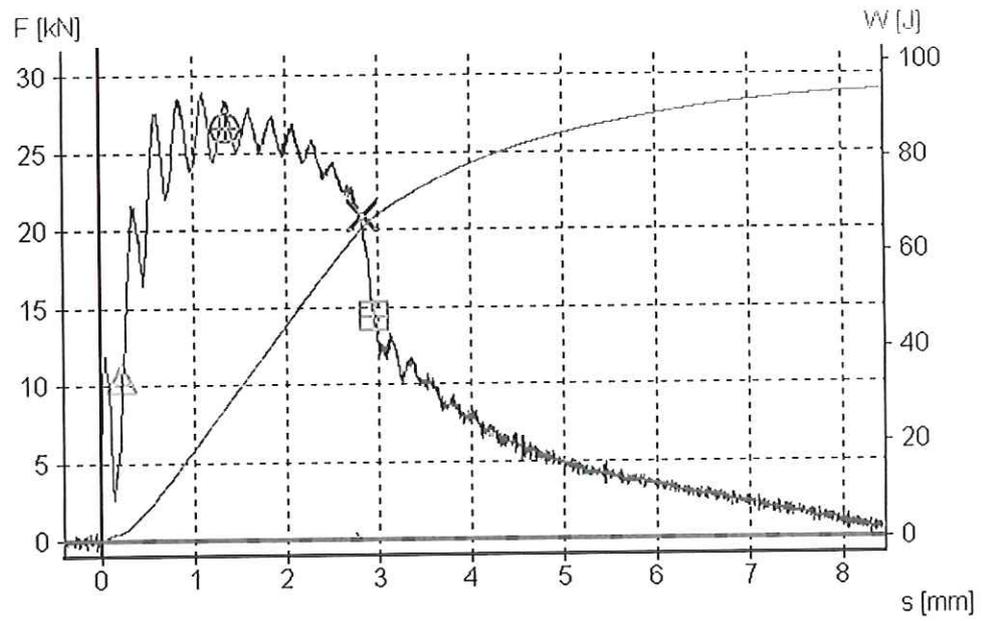


PH 73-LS-PT-TE-5.52

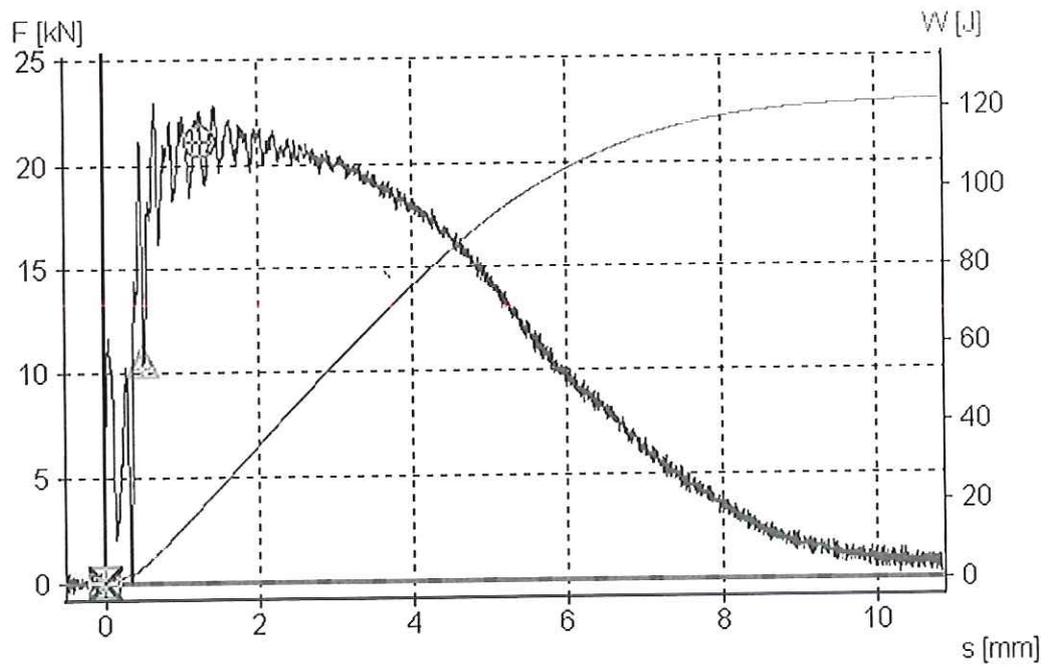


PH 74-LS-PT-TA-5.52



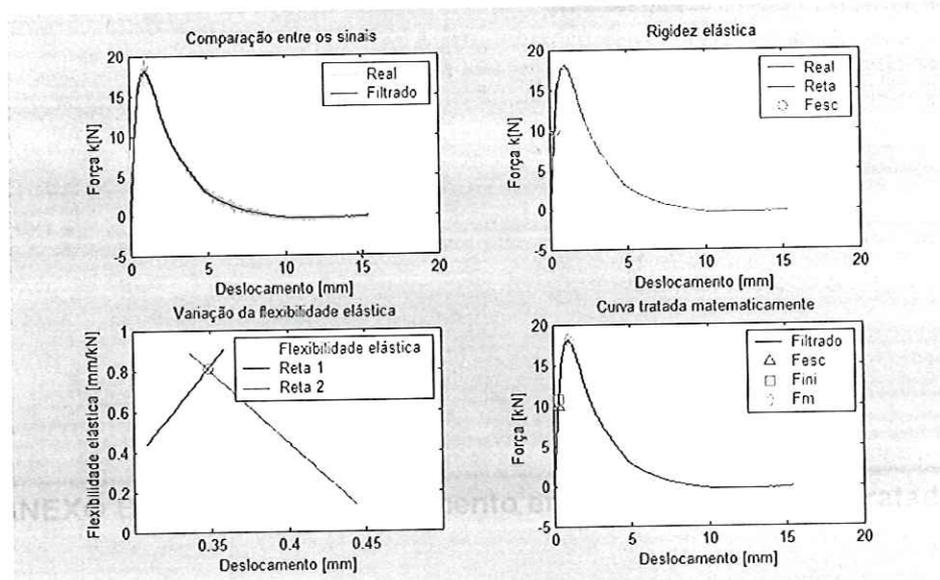


PH 75-LS-PT-TA-5.52

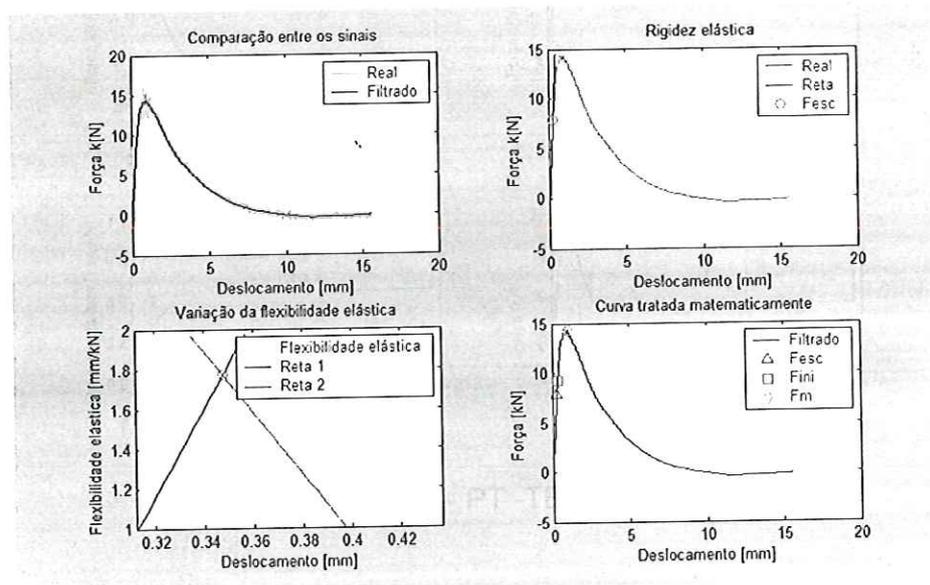


PH 76-LS-PT-TE-5.52

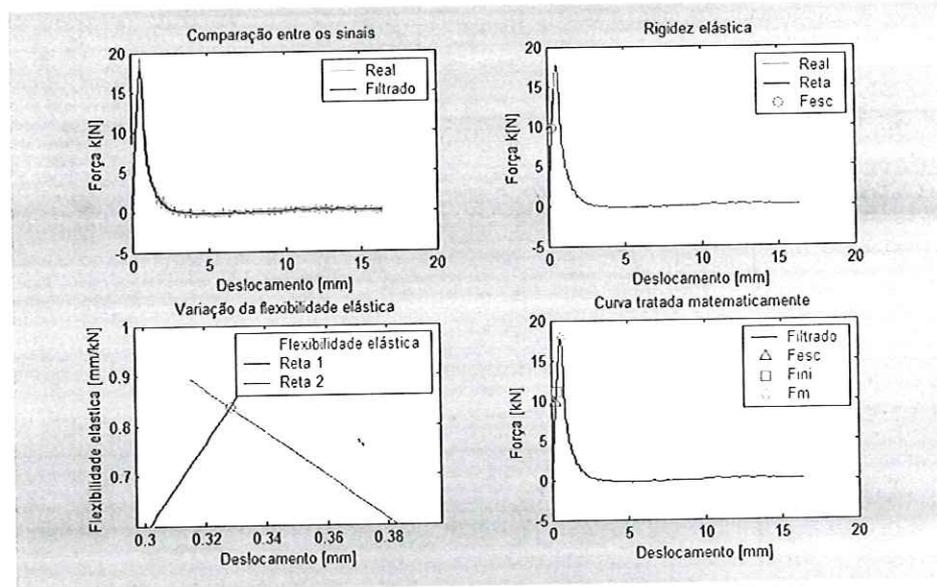
## 10 - ANEXO B – Curvas sem tratamento em função dos sinais tratados



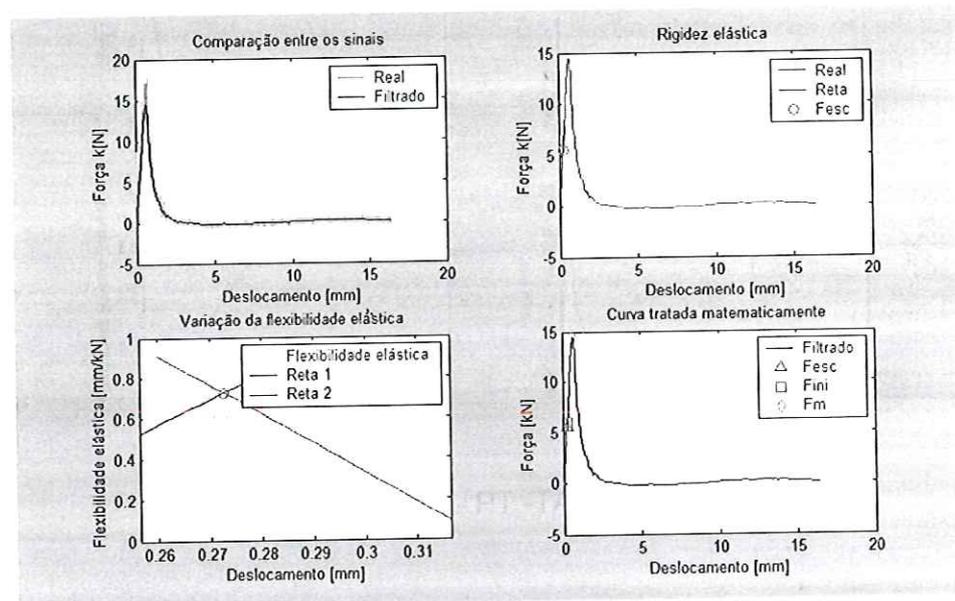
TI 07- LT- PT -TE- 5.52



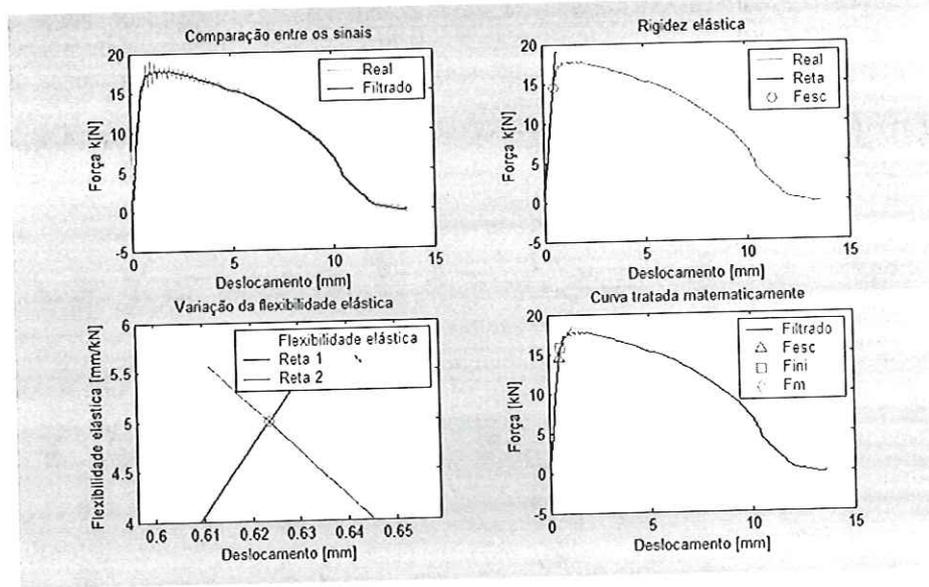
TI 13- LT- PT -TE- 5.52



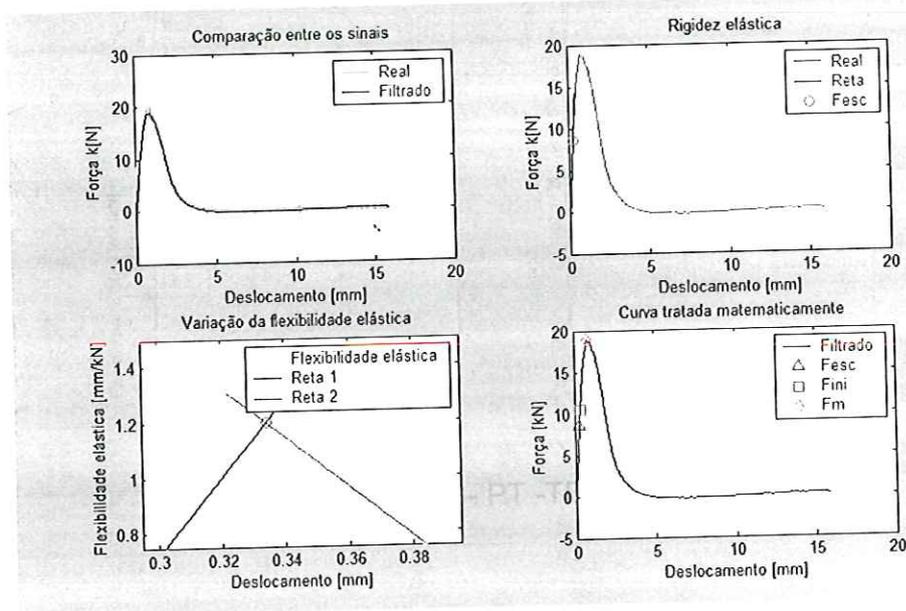
TI 10- LT- PT -TA- 5.52



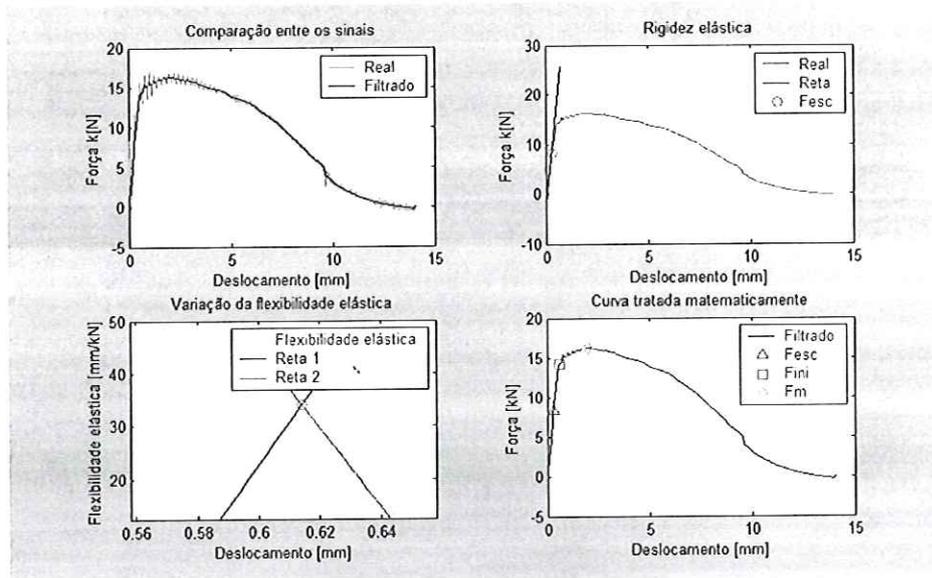
TI 16- LT- PT -TA- 5.52



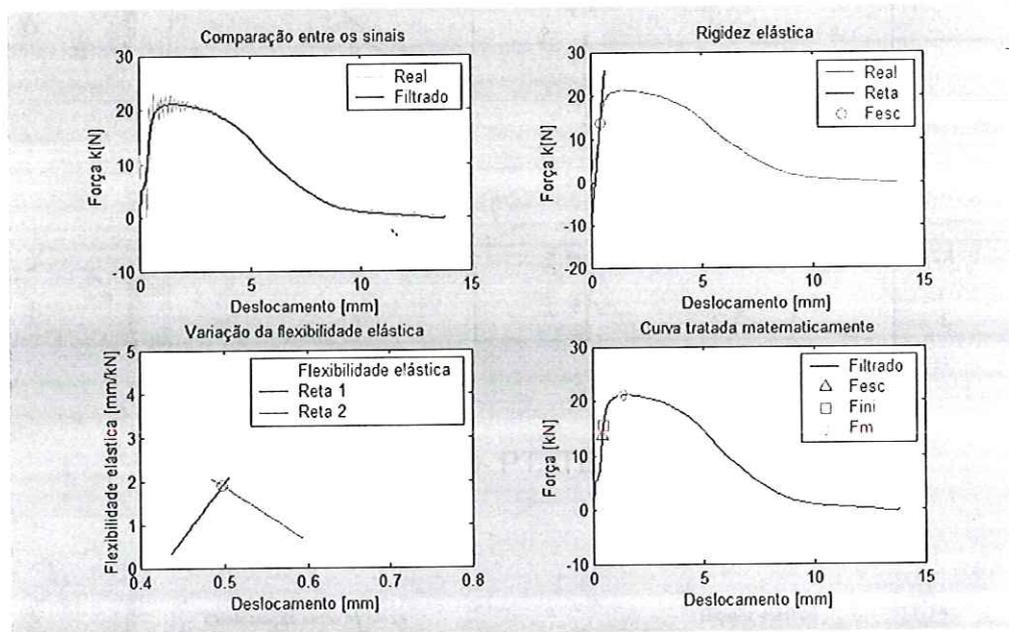
TI 24- LS- PT -TE- 5.52



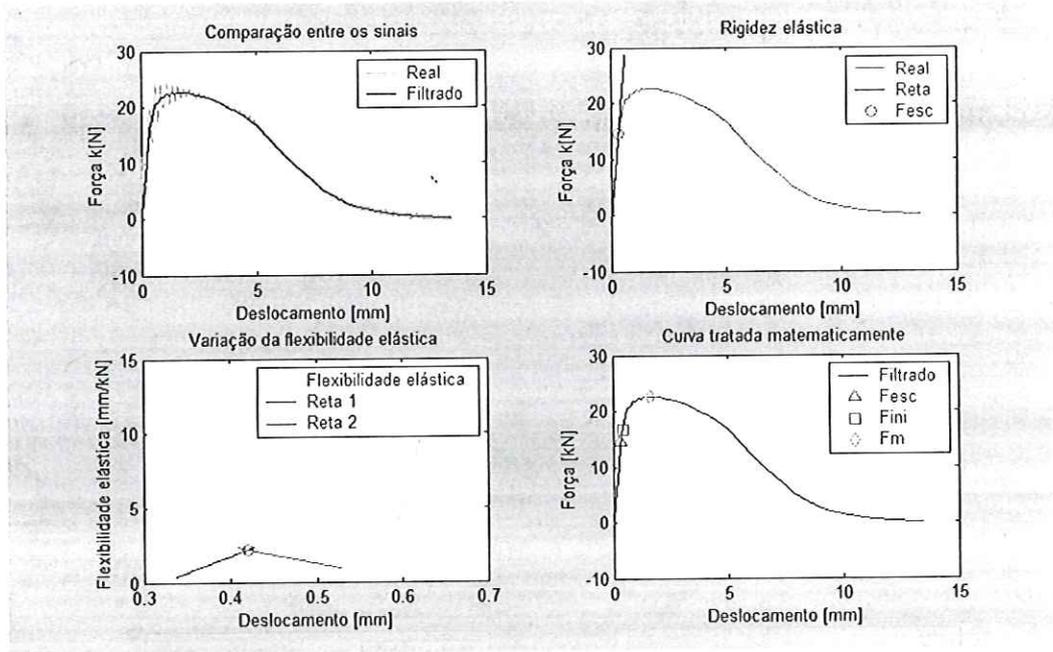
TI 25- LS- PT -TA- 5.52



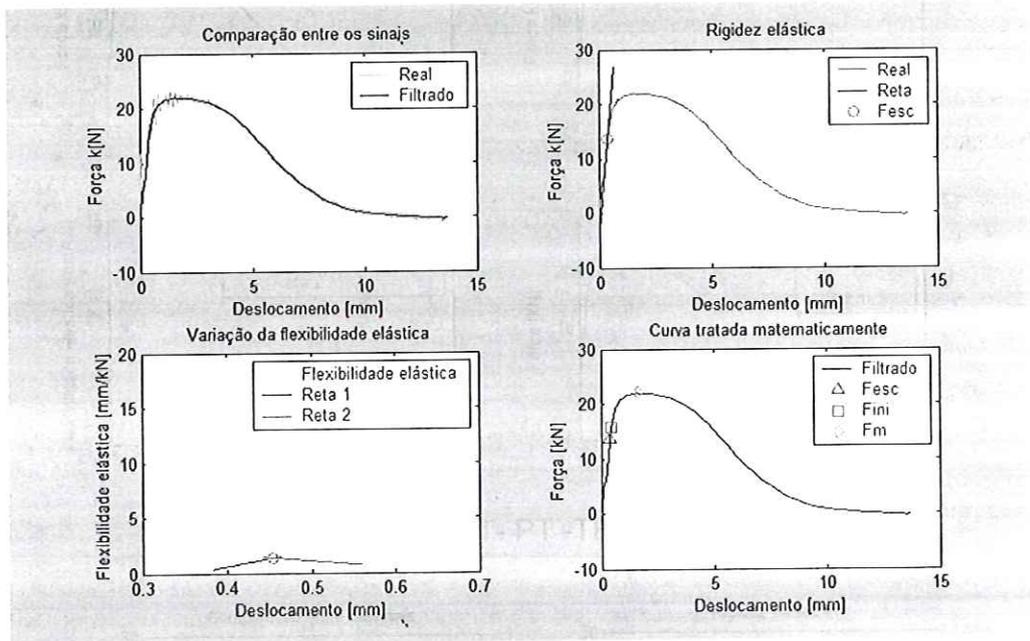
TI 27-LS-PT-TE-5.52



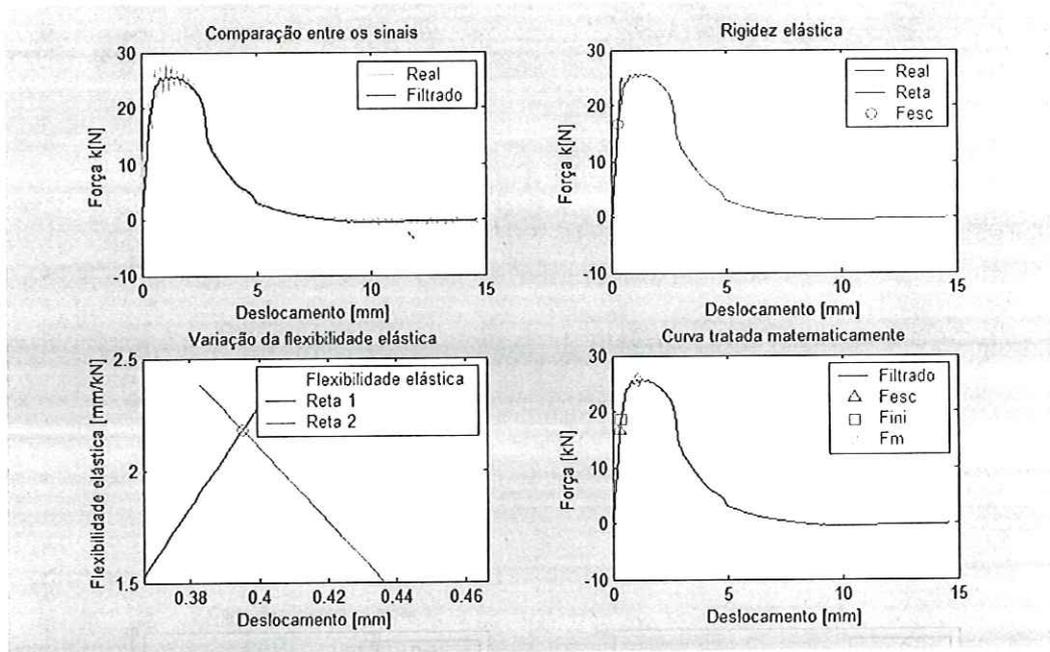
PH 56-LT-PT-TE-5.52



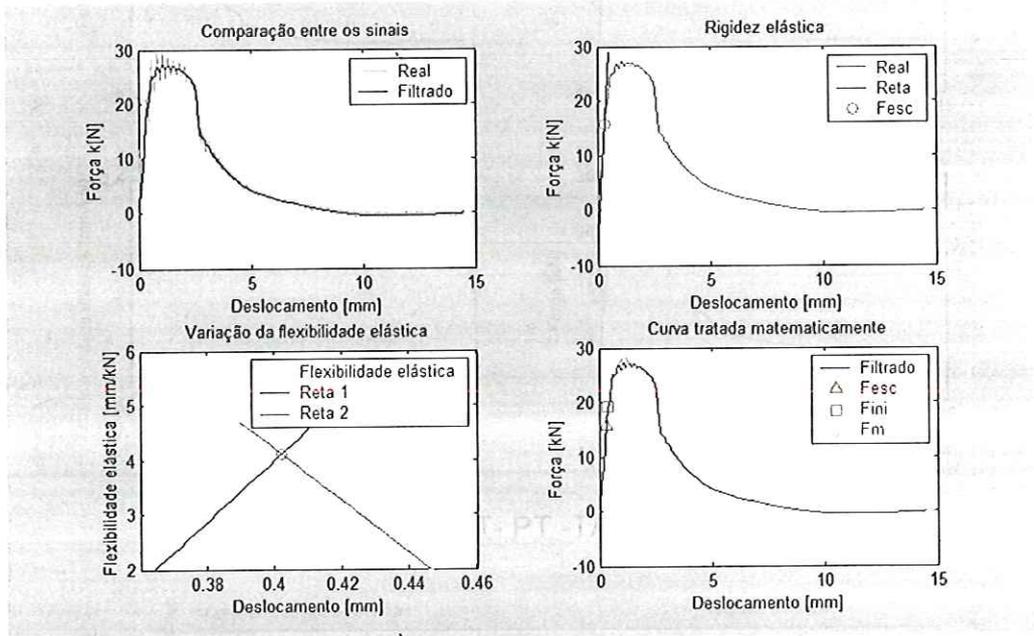
PH 57- LT- PT -TE- 5.52



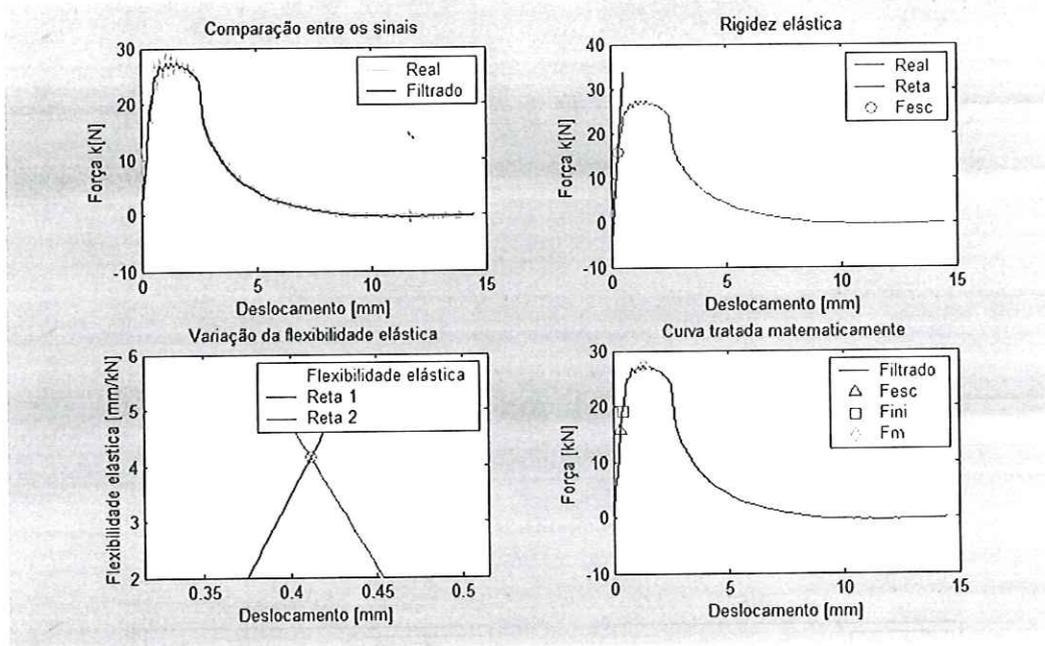
PH 58- LT- PT -TE- 5.52



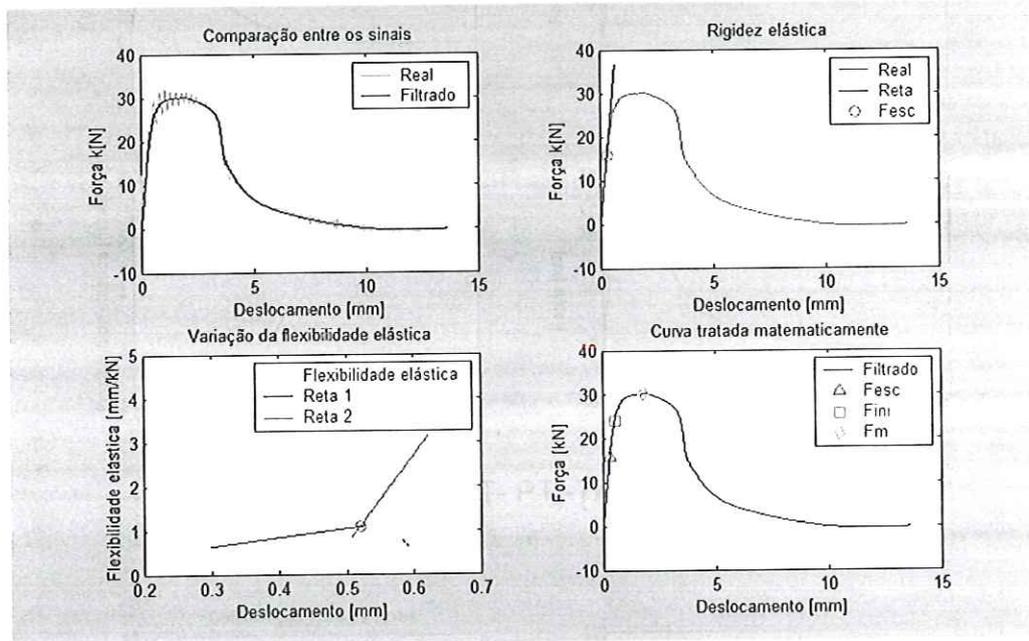
PH 59- LT- PT -TA- 5.52



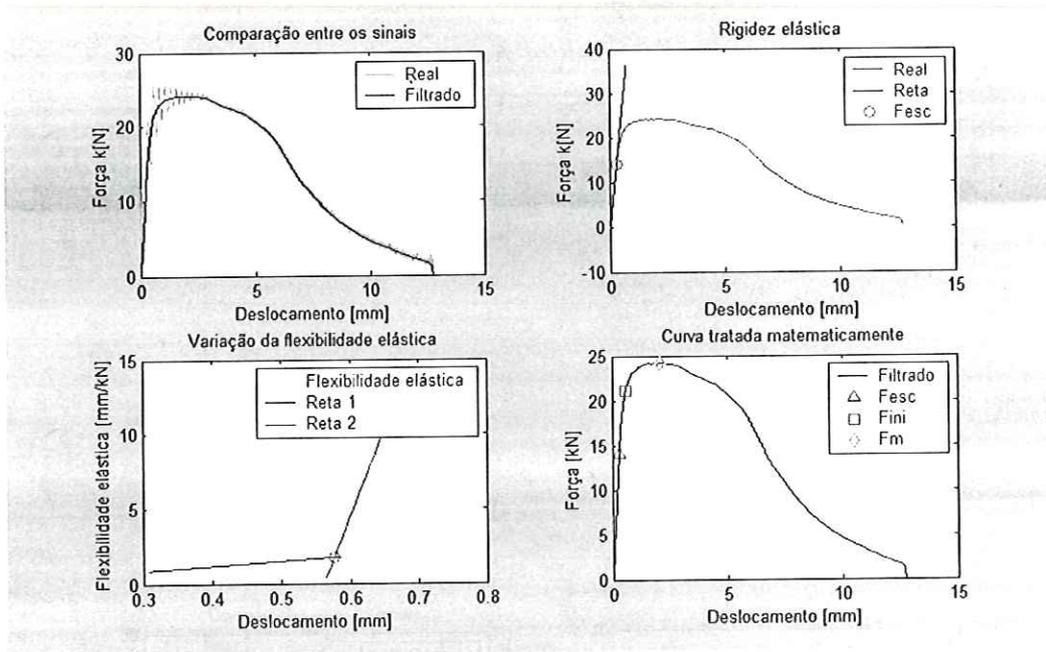
PH 60- LT- PT -TA- 5.52



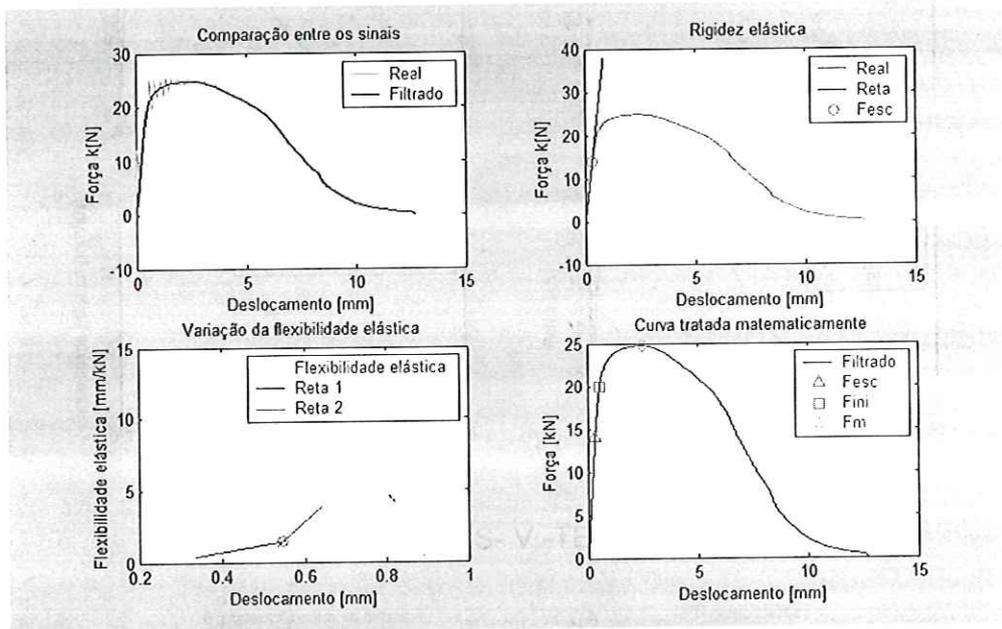
PH 61- LT- PT -TA- 5.52



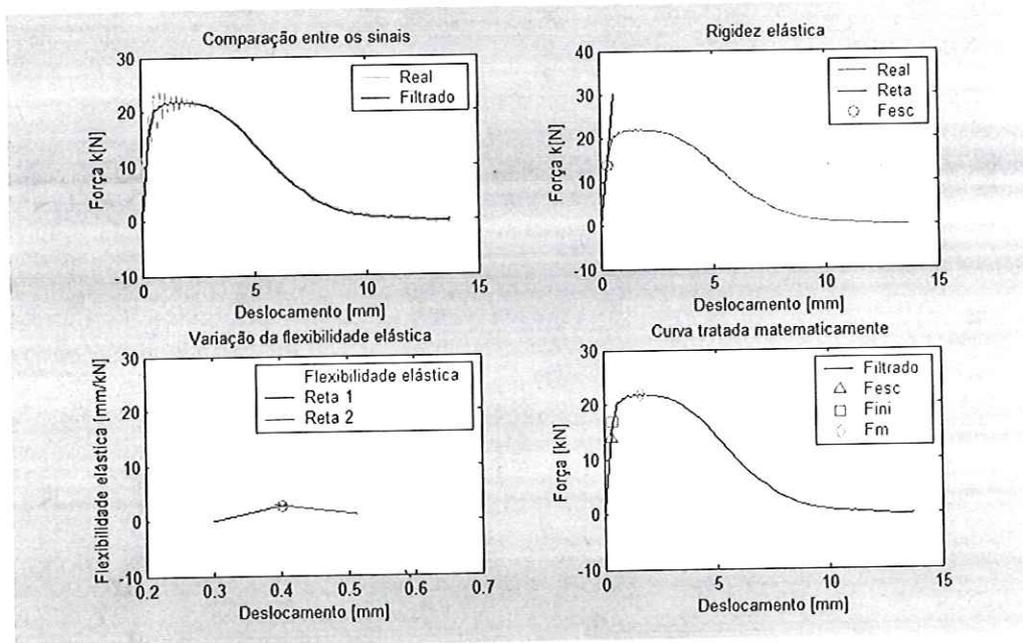
PH 70- LS- V -TA- 5.52



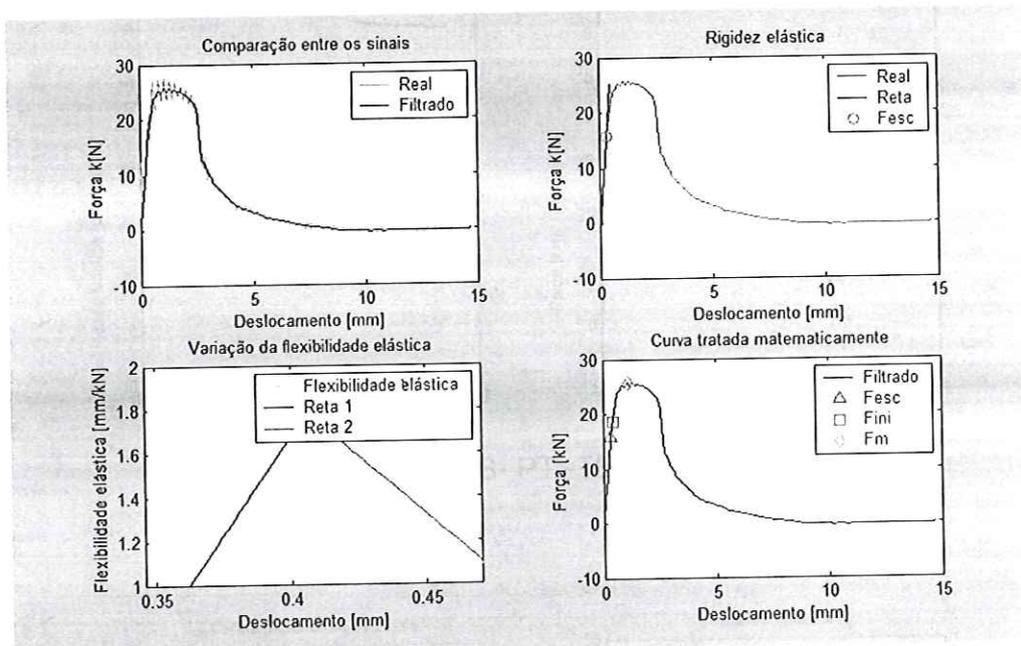
PH 71-LS-V-TE-5.52



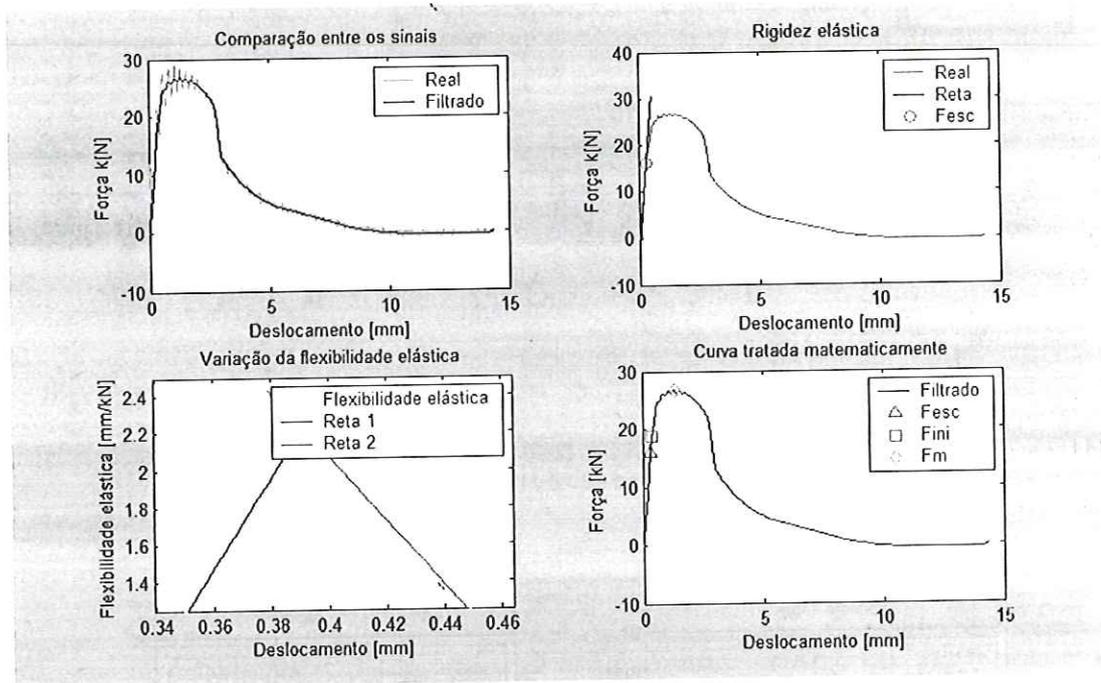
PH 72-LS-V-TE-5.52



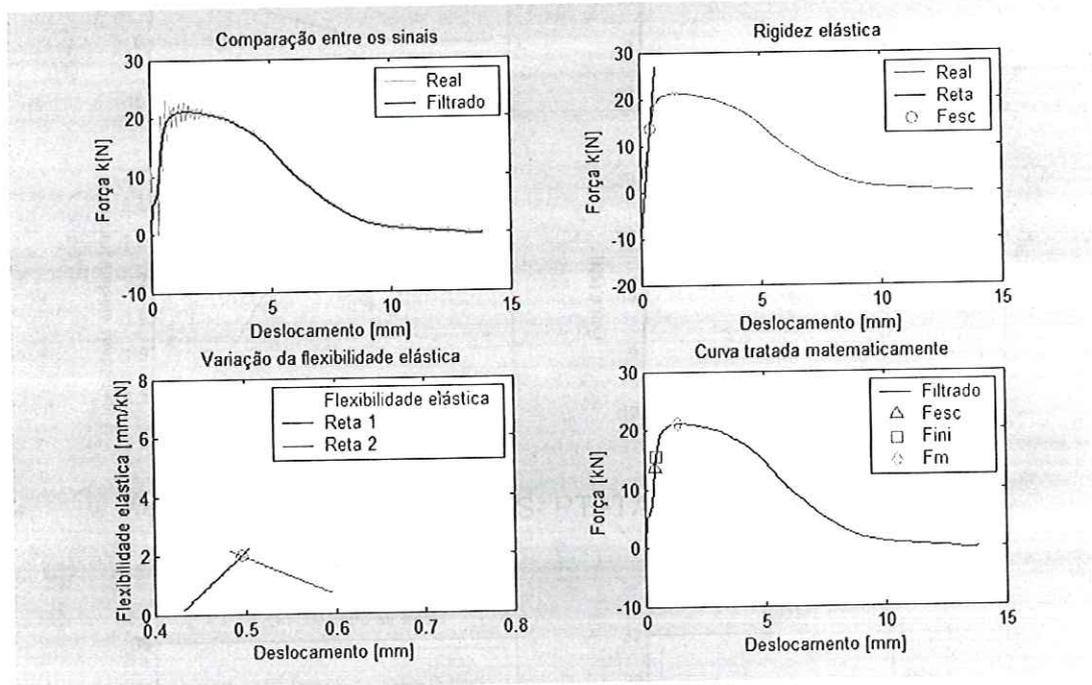
PH 73- LS- PT -TE- 5.52



PH 74- LS- PT -TA- 5.52



PH 75-LS-PT-TA-5.52



PH 76-LS-PT-TE-5.52

## 11 - ANEXO C – Tabelas

Espécime	Orientação	Ettotal (J-net)	Eip ( J )	Ept ( J )	Ep / Et
PH56 PTTE	L-T	134,55	4,90	129,65	0,96
PH57 PTTE	L-T	143,30	6,00	137,30	0,96
PH58 PTTE	L-T	129,71	4,95	124,76	0,96
PH62 PTTE	L-T	133,91	6,40	127,51	0,95
PH63PTTE	L-T	140,51	6,40	134,11	0,95
	L-T	134,71	5,92	128,79	0,96
PH59 PTTA	LT	89,50	2,99	86,51	0,97
PH60 PTTA	LT	94,62	2,86	91,76	0,97
PH61 PTTA	LT	95,17	3,15	92,02	0,97
	L-T	93,10	3,00	90,10	0,97
PH74 PTTA	LS	84,27	2,96	81,31	0,96
PH75 PTTA	LS	98,75	3,15	95,60	0,97
	L-S	91,51	3,05	88,46	0,97
PH73 PTTE	LS	126,74	6,28	120,46	0,95
PH76 PTTE	LS	126,61	5,90	120,71	0,95
	L-S	126,68	6,09	120,59	0,95
Ti16LT PTTA	LT	12,12	1,60	10,52	0,87
Ti10LT PTTA	LT	15,83	1,60	14,23	0,90
	L-T	13,98	1,60	12,38	0,88
Ti07 PTTE	LT	54,69	2,10	52,59	0,96
Ti13 PTTE	LT	48,61	1,70	46,91	0,97
	L-T	51,65	1,90	49,75	0,96
Ti25LS PTTA	L-S	35,30	1,67	33,63	0,95

Ti24 PTTE	LS	145,18	5,30	139,88	0,96
Ti27 PTTE	LS	126,21	5,92	120,30	0,95
	L-S	135,70	5,61	130,09	0,96
008 AL - 7475	LT	7,60	0,95	6,65	0,87
081 Al - 7475	LT	5,69	0,97	4,72	0,83
082 Al - 7475	L-T	7,45	0,82	6,64	0,89
	L-T	6,91	0,91	6,00	0,86
009 AL - 7475	L-S	57,63	2,11	55,52	0,96
091 AL - 7475	L-S	44,70	2,05	42,65	0,95
092 AL - 7475	L-S	43,44	2,39	41,05	0,94
	L-S	48,59	2,18	46,41	0,95

	Ei / Et	J <sub>IDei</sub> [KJ/m <sup>2</sup> ]	ρ (Mg / m <sup>3</sup> )	Tenac./ dens. (m <sup>2</sup> )	P <sub>esc.</sub> (KN)
PH56 PTTE	0,04	122,50	7,94	1,57	14,20
PH57 PTTE	0,04	150,00	7,94	1,93	13,30
PH58 PTTE	0,04	123,75	7,94	1,59	13,70
PH62 PTTE	0,05	160,00	7,94	2,06	13,70
PH63PTTE	0,05	160,00	7,94	2,06	13,30
	0,04	147,92	7,94	1,90	13,57
PH59 PTTA	0,03	74,85	7,94	0,96	15,90
PH60 PTTA	0,03	71,50	7,94	0,92	16,00
PH61 PTTA	0,03	78,75	7,94	1,01	15,70
	0,03	75,03	7,94	0,96	15,87
PH74 PTTA	0,04	73,90	7,94	0,95	15,80
PH75 PTTA	0,03	78,75	7,94	1,01	16,20
	0,03	76,33	7,94	0,98	16,00

PH73 PTTE	0,05	157,00	7,94	2,02	14,40
PH76 PTTE	0,05	147,50	7,94	1,90	14,30
	0,05	152,25	7,94	1,96	14,35
Ti16LT PTTA	0,13	40,00	4,56	0,90	10,50
Ti10LT PTTA	0,10	40,00	4,56	0,90	9,60
	0,12	40,00	4,56	0,90	10,05
Ti07 PTTE	0,04	52,50	4,56	1,17	10,20
Ti13 PTTE	0,03	42,50	4,56	0,95	11,90
	0,04	47,50	4,56	1,06	11,05
Ti25LS PTTA	0,05	41,85	4,56	0,94	8,60
Ti24 PTTE	0,04	132,50	4,56	2,97	12,40
Ti27 PTTE	0,05	147,88	4,56	3,31	11,90
	0,04	140,19	4,56	3,14	12,15
008 AL - 7475	0,13	23,85	2,75	0,88	4,90
081 Al - 7475	0,17	24,23	2,75	0,90	5,60
082 Al - 7475	0,11	20,40	2,75	0,76	5,30
	0,14	22,83	2,75	0,83	5,27
009 AL - 7475	0,04	52,83	2,75	1,96	5,30
091 AL - 7475	0,05	51,18	2,75	1,90	5,00
092 AL - 7475	0,06	59,75	2,75	2,22	5,50
	0,05	54,58	2,75	2,03	5,27
Espécime	$\sigma_{yd}$ (MPa)	$S_{esc}$ (MPa)	$E$ (GPa)	$\sigma_{yd}$ espec. ( $m^2/s^2$ )	$B, W > 25 J_{ld} E_i / \sigma_{yd}$
PH56 PTTE	632	878	166	79640	4,84
PH57 PTTE	592	878	166	74593	6,33
PH58 PTTE	610	878	166	76836	5,07

PH62 PTTE	610	878	166	76836	6,56
PH63PTTE	592	878	166	74593	6,75
	604,14	878	166	76088,24	6,13
PH59 PTTA	708	1035	196	89175	2,64
PH60 PTTA	713	1035	196	89736	2,51
PH61 PTTA	699	1035	196	88053	2,82
	706,56	1035	196	88987,72	2,66
PH74 PTTA	704	1035	196	88614	2,63
PH75 PTTA	721	1035	196	90857	2,73
	713	1035	196	89736	2,68
PH73 PTTE	641	878	166	80762	6,12
PH76 PTTE	637	878	166	80201	5,79
	639	878	166	80482	5,96
Ti16LT PTTA	468	830	113,8	102539	2,14
Ti10LT PTTA	428	830	113,8	93750	2,34
	448	830	113,8	98145	2,24
Ti07 PTTE	454	595	80	99609	2,89
Ti13 PTTE	530	595	80	116211	2,01
	492	595	80	107910	2,45
Ti25LS PTTA	383	830	113,8	83984	2,73
Ti24 PTTE	552	830	113,8	121094	6,00
Ti27 PTTE	530	830	113,8	116211	6,98
	541	830	113,8	118652	6,49
008 AL - 7475	218	395	73	79347	2,73
081 Al - 7475	249	395	73	90682	2,43

082 AI - 7475	236	395	73	85824	2,16
	235	395	73	85284	2,44
009 AL - 7475	236	395	73	85824	5,60
091 AL - 7475	223	395	73	80966	5,75
092 AL - 7475	245	395	73	89063	6,10
	235	395	73	85284	5,81