

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA MECÂNICA

**Influência da Fadiga Mecânica na Velocidade de Propagação da Onda
Longitudinal Criticamente Refratada em Compósito Laminado
Carbono/Epóxi**

Dario de Almeida Jané

Itajubá, 2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA MECÂNICA

Dario de Almeida Jané

**Influência da Fadiga Mecânica na Velocidade de Propagação da Onda
Longitudinal Criticamente Refratada em Compósito Laminado
Carbono/Epóxi**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para obtenção do Título de Doutor em Ciências em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Projeto, Materiais e Processos.

Orientador: Prof. Dr. Antônio Carlos Ancelotti Jr.
Co-orientador: Prof. Dr. Paulo Pereira Jr.

Agosto de 2018

Itajubá

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA MECÂNICA

Dario de Almeida Jané

**Influência da Fadiga Mecânica na Velocidade de Propagação da Onda
Longitudinal Criticamente Refratada em Compósito Laminado
Carbono/Epóxi**

Tese aprovada por banca examinadora em 16 de agosto de 2018, conferindo ao autor o título de Doutor em Ciências em Engenharia Mecânica.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Auteliano Antunes dos Santos Jr.

Prof.^a Dr.^a Vanessa Bawden de Paula Macanhan

Prof. Dr. Sebastião Simões da Cunha Jr.

Prof. Dr. Guilherme Ferreira Gomes

Prof. Dr. Antônio Carlos Ancelotti Jr. (Orientador)

Prof. Dr. Paulo Pereira Jr. (Co-orientador)

Agosto de 2018

Itajubá

Dedicatória

Dedico este trabalho a DEUS, Criador e Sustentador de tudo que existe, a minha querida esposa Giovanna e a meus filhos Pedro e Sara.

Agradecimentos

Agradeço a todos que de alguma maneira colaboraram com a realização deste trabalho:

A meus pais Ramón e Damaris, pelo incentivo com os estudos desde o primeiro dia em que coloquei os pés em uma instituição de ensino.

À minha esposa Giovanna e meus filhos Pedro e Sara, pela paciência e compreensão quando me ausentava de vocês para me dedicar a este trabalho.

Ao professor Dr. Antônio Ancelotti Jr, pela acolhida, paciência e disposição em compartilhar o conhecimento durante os anos que estivemos juntos.

Ao professor Dr. Paulo Pereira Jr, pela ajuda providencial com os experimentos, e por demonstrar um espírito de humildade incomum nos tempos atuais. Como isso facilitou nossa convivência e aprendizado.

Ao professor Dr. Auteliano Antunes dos Santos Jr, pela porta aberta na UNICAMP, onde pude participar do grupo de pesquisa sob sua direção e aprender muito sobre acustoelasticidade.

Aos amigos do IEM que revi, e aos demais, que tive a oportunidade de conhecer nestes últimos anos. Muito obrigado por fazerem parte desta jornada.

Ao Ângelo pela atenção prestada quando desenvolvíamos os experimentos no LEN.

À família Nishimura, que me apoiou financeiramente na fase inicial do projeto, quando a despesa com deslocamento e estadia se mostrou sobremodo elevada. Meu agradecimento a todos.

À UNIFEI, pela oportunidade de obter conhecimento.

Mais uma vez, quero lembrar de DEUS. Sou grato SENHOR por tudo que tenho recebido.

“Sabemos que todas as coisas cooperam para o bem daqueles que amam a Deus, daqueles que são chamados segundo o seu propósito.”

Romanos 8.28

Resumo

Os materiais compósitos têm revolucionado a indústria de uma maneira geral nas últimas décadas e, dentre as muitas possibilidades existentes hoje para a fabricação de uma peça ou estrutura em material compósito, nota-se, a nível estrutural, o uso mais intenso dos laminados carbono/epóxi com as fibras de reforço bidirecionais. Este material, apesar de reunir propriedades mecânicas extremamente úteis, como elevada resistência mecânica e baixo peso específico, tem seu comportamento sob a ação de cargas cíclicas ainda pouco conhecido, pois a maioria das pesquisas dirigidas a materiais compósitos poliméricos reforçados com fibras nessas condições recaem sobre compósitos unidirecionais. É possível associar diretamente o estado de tensão de um material com a velocidade de propagação de uma onda elástica neste, sendo tal relação explicitada através do efeito acustoelástico. Sabe-se também que o processo de danificação em um material compósito devido à ação de cargas cíclicas (fadiga) é um processo acumulativo e que também provoca modificações no seu estado de tensão. O objetivo deste trabalho é verificar os efeitos causados pela fadiga mecânica na velocidade de propagação de uma onda ultrassônica longitudinal criticamente refratada (L_{cr}) em um compósito laminado de matriz polimérica (epóxi) reforçado com tecido de carbono do tipo *plain weave* em que as mechas estão posicionadas a 0° e 90° . Pretende-se dessa forma, avançar na direção do desenvolvimento de um método não destrutivo para avaliação da vida útil restante de um componente fabricado com esse tipo de material, sob a ação de cargas cíclicas, capaz de correlacionar o fenômeno da fadiga com a velocidade da onda L_{cr} neste tipo de material. A indução ao surgimento de danos internos no material se dá através de ensaios dinâmicos tração-tração com amplitude de carga constante e a variação da velocidade de propagação da onda é determinada indiretamente através de medições do tempo de percurso (TOF) ao percorrer um trajeto pré-determinado no material. A medida da variação do tempo de percurso é feita através de uma técnica não destrutiva de inspeção por ultrassom com transmissão direta do tipo A (A-Scan). A influência da carga sobre o TOF é confirmada como linear e inversamente proporcional, com o valor da constante acustoelástica obtida de -6,46 (adimensional) para o material sem fadiga. Na condição pós-fadiga, o fator acustoelástico sofre um decréscimo que variou entre 1,71% a 21,1%. Finalmente, a correlação esperada entre dano acumulado e TOF é desenvolvida, mostrando uma tendência exponencial de aumento do tempo de percurso da onda conforme os níveis de dano interno no material aumentam.

Palavras Chave: Compósito; Acustoelasticidade; Fadiga; Ultrassom.

Abstract

Composite materials have revolutionized the industry in the last decades, and among the many possibilities available today for the manufacture of a part or structure in composite material, it is possible to notice at the structural level the more intense use of the carbon/epoxy laminates with the bi-directional reinforcing fibers. Despite joining extremely useful mechanical properties, as high mechanical strength and specific low weight, this material has its behavior under the action of cyclic loads still little known, since most of the researches on fiber-reinforced polymer composites under these conditions fall on unidirectional composites. It is possible to associate directly a material stress state to the propagation velocity of an elastic wave in this material, such relationship being explained through the acoustoelastic effect. It is also known that the damaging process in a composite material due to the action of cyclic loads (fatigue) is a cumulative process and also causes changes in its state of tension. The objective of this work is to verify the effects caused by the mechanical fatigue on the propagation velocity of a critically refracted longitudinal ultrasonic wave (L_{cr}) in a carbon fiber reinforced polymer matrix (epoxy) composite of the plain weave type in which the wicks are positioned at 0° and 90° . In this way, it intends to lead to the direction of the development of a non-destructive method to evaluate the remaining useful life of a component manufactured with this type of material, under the action of cyclic loads, capable of correlate the phenomenon of fatigue with the wave speed L_{cr} in this type of material. The induction of internal damage in the material occurs through dynamic tensile-traction tests with constant load amplitude and the variation of the propagation speed of the wave is indirectly determined through measurements of the time of flight (TOF) when traversing a pre-path-determined in the material. The measurement travel time variation is made through a non-destructive ultrasonic inspection technique with direct transmission of type A (A-Scan). The influence of the load on the TOF is confirmed as linear and inversely proportional, with the value of the constant acoustoelastic obtained from -6.46 (dimensionless) for the material without fatigue. In the post-fatigue condition, the acoustoelastic factor decrease from 1.71% to 21.1%. Finally, the expected correlation between accumulated damage and TOF is developed, showing an exponential trend of increased wave travel time as internal damage levels in the material increased.

Key-words: Composite; Acoustoelastic; Fatigue; Ultrasound.

Lista de Figuras

Figura 2.1:	Desempenho mecânico de resinas termorrígidas em função da temperatura de serviço. Fonte: Ancelotti (2006).....	333
Figura 2.2:	Tipos e formas de distribuição do reforço em compósitos. Fonte: Ancelotti (2006).....	34
Figura 2.3:	Principais tipos de tecelagem para fibras. Fonte: Hexcel® (2013).....	37
Figura 2.4:	Tecido NCF multicamadas formado por lâminas unidirecionais costuradas. Fonte: Adaptado de Hexcel® (2013).....	388
Figura 2.5:	Compósito polimérico laminado. Fonte: Hexcel® Composites (2013).....	39
Figura 2.6:	Classificação das técnicas de processamento de compósitos. Fonte: Adaptado de Mazumdar (2002).....	4040
Figura 2.7:	Comportamento mecânico para vários materiais. Fonte: Jones (1999).....	4242
Figura 2.8:	Premissa da abordagem micromecânica. Fonte: Adaptado de Jones (1999).....	43
Figura 2.9:	Direções principais para compósitos laminados unidimensionais. Fonte: Mendonça (2005).....	444
Figura 2.10:	Lâmina com reforço de fibras unidirecionais e tecidas. Fonte: Adaptado de Jones (1999).....	466
Figura 2.11:	Curvas SN típicas para compósitos unidirecionais e liga de alumínio. Fonte: Ancelotti (2011).....	54
Figura 2.12:	Representação esquemática da construção de uma curva SN. Fonte: Adaptado de Vassilopoulos e Keller (2011).....	55
Figura 2.13:	Curvas de histerese em fadiga e representação gráfica do módulo secante (E_s) e dinâmico (E_{din}). Fonte: Ancelotti (2011).....	56
Figura 2.14:	Sequencia evolutiva de danos em compósitos laminados bidirecionais. Fonte: Adaptado de Harris (2003).....	58
Figura 2.15:	Características de propagação da onda longitudinal. Fonte: Santos (2007).....	63
Figura 2.16:	Características de propagação da onda transversal. Fonte: Santos (2007).....	63
Figura 2.17a:	Onda de Ryleigh. Fonte: Santos (2007).....	64
Figura 2.17b:	Onda de Lamb. Fonte: Santos (2007).....	64
Figura 2.17c:	Onda de Love. Fonte: Santos (2007).....	64
Figura 2.18:	Características de propagação da onda longitudinal criticamente refratada. Fonte: Pereira Júnior. (2011).	65
Figura 2.19:	Sinal detectado de um pulso ultrassônico L_{cr} refratado em seu primeiro ângulo crítico. Fonte: Chaki, Ke e Demouveau (2013).	67
Figura 3.1:	Representação gráfica do tecido utilizado (<i>plain weave</i>). Fonte: Hexcel® (2013).....	74
Figura 3.2:	Fabricação do bloco padrão – camadas do tecido de carbono empilhadas	75
Figura 3.3:	Resina infundida no interior da bolsa de vácuo.....	76

Figura 3.4:	Desmoldagem do laminado	76
Figura 3.5:	Pós-cura do laminado em estufa	76
Figura 3.6:	Corte do laminado.....	77
Figura 3.7:	Bloco padrão para medição de velocidade de propagação do pulso ultrassônico.....	77
Figura 3.8:	Preparo do laminado (0, 90) ₈ – empilhamento das camadas sobre filme desmoldante.....	77
Figura 3.9:	Preparo do laminado (0, 90) ₈ – bolsa de vácuo e posicionamento sistema resina.....	78
Figura 3.10:	Infusão de resina	78
Figura 3.11:	Corte do laminado.....	78
Figura 3.12	Equipamento de ultrassom OmniScan® MX2 e transdutores Karl Deutsch® TS 12 WB	80
Figura 3.13	Posicionamento dos transdutores ultrassônicos no laminado (0, 90) ₄₀	81
Figura 3.14a:	Diagrama amplitude x tempo para bloco padrão do laminado.....	81
Figura 3.14b:	Diagrama amplitude x tempo para bloco padrão do laminado ampliado	82
Figura 3.15:	Projeto da sapata para refração da onda ultrassônica.....	82
Figura 3.16:	Sapata de acrílico para refração crítica da onda ultrassônica no laminado	83
Figura 3.17:	Registro da temperatura das amostras durante ensaios de fadiga.....	83
Figura 3.18:	Máquina de ensaios universal com acionamento servo-hidráulico – Instron® 8801.....	84
Figura 3.19:	Máquina Universal de Ensaios Instron 8801®, com amostra instrumentada com vídeo-extensômetro.	86
Figura 3.20a:	Câmara de climatização.	87
Figura 3.20b:	Corpo de prova instrumentado no interior da câmara de climatização.....	87
Figura 3.21:	Câmera termográfica para medição de temperatura no interior da câmara de climatização.	87
Figura 3.22:	Fluxograma - Etapa 1 de procedimentos experimentais.	88
Figura 3.23:	Posicionamento da amostra na máquina universal de ensaios.	89
Figura 3.24:	Posicionamento da sapata com os sensores na amostra.	89
Figura 3.25:	Fluxograma - Etapa 2 de procedimentos experimentais.	90
Figura 3.26:	Fluxograma - Etapa 3 de procedimentos experimentais.	91
Figura 4.1:	Curva Amplitude do sinal x Tempo para Amostra 2.	93
Figura 4.2:	Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 0 MPa.	94
Figura 4.3:	Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 0 e 70 MPa sobrepostas.	94
Figura 4.4:	Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 70 e 140 MPa sobrepostas.	95
Figura 4.5:	Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 140 e 210 MPa sobrepostas.	95
Figura 4.6:	Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 210 e 280 MPa sobrepostas.	96

Figura 4.7:	Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 280 e 350 MPa sobrepostas.	96
Figura 4.8:	Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 0, 70, 140, 210, 280 e 350 MPa sobrepostas.	97
Figura 4.9:	Variação do tempo de percurso da onda (TOF) em função da temperatura.	97
Figura 4.10:	Valores de TOF para amostras ensaiadas sem carga e sem fadiga.	99
Figura 4.11:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 1.....	101
Figura 4.12:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 2.....	101
Figura 4.13:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 3.....	102
Figura 4.14:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 4.....	102
Figura 4.15:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 5.....	103
Figura 4.16:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 6.....	103
Figura 4.17:	Distâncias d_s e d_a para cálculo do tempo de percurso t_0	106
Figura 4.18:	1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 1.....	108
Figura 4.19:	Forma da onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 1.....	108
Figura 4.20:	Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 1.....	108
Figura 4.21:	Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 1.....	109
Figura 4.22:	Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 1.....	109
Figura 4.23:	Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 1.....	109
Figura 4.24:	Onda L_{cr} para 250 mil ciclos de fadiga na amostra 1.....	109
Figura 4.25:	Onda L_{cr} para 400 mil ciclos de fadiga na amostra 1.....	109
Figura 4.26:	Onda L_{cr} para 550 mil ciclos de fadiga na amostra 1.....	109
Figura 4.27:	Onda L_{cr} para 700 mil ciclos de fadiga na amostra 1.....	110
Figura 4.28:	Onda L_{cr} para 850 mil ciclos de fadiga na amostra 1.....	110
Figura 4.29:	Onda L_{cr} para 1 milhão ciclos de fadiga na amostra 1.....	110
Figura 4.30:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 1. Falha por cisalhamento de cabos que compõem a direção do urdume.....	111
Figura 4.31:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 1. Trincas nas regiões ricas em resina.....	111
Figura 4.32:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 1. Delaminações nos entrelaçamentos de cabos nas regiões de trama e urdume.....	111
Figura 4.33:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 1. Falha por tração de cabos do urdume.....	111
Figura 4.34:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 1 (sem carga). N variando de 0 a 80 mil ciclos (1ª referência de cruzamento com eixo horizontal).....	112
Figura 4.35:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 1 (sem carga). N variando de 100 mil a 550 mil ciclos (2ª referência de cruzamento com eixo horizontal).....	112
Figura 4.36:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 1 (sem carga). N variando de 700 mil a 1 milhão de ciclos (3ª referência de cruzamento com eixo horizontal).	113

Figura 4.37:	1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 2.....	114
Figura 4.38:	Onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 2.....	114
Figura 4.38:	Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 2.....	114
Figura 4.40:	Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 2.....	114
Figura 4.41:	Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 2.....	114
	3ª referência para medição do TOF	115
Figura 4.42:	Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 2.....	115
Figura 4.43:	Onda L_{cr} para 250 mil ciclos de fadiga na amostra 2.....	115
Figura 4.44:	Onda L_{cr} para 400 mil ciclos de fadiga na amostra 2.....	115
Figura 4.45:	Onda L_{cr} para 550 mil ciclos de fadiga na amostra 2.....	115
Figura 4.46:	Onda L_{cr} para 700 mil ciclos de fadiga na amostra 2.....	115
Figura 4.47:	Onda L_{cr} para 850 mil ciclos de fadiga na amostra 2.....	115
Figura 4.48:	Onda L_{cr} para 1 milhão ciclos de fadiga na amostra 2.....	116
Figura 4.49:	Fotografia estereoscópica da seção longitudinal – amostra 2. Falha por cisalhamento de cabos que compõem a direção do urdume.....	116
Figura 4.50:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 2. Trincas nas regiões ricas em resina	116
Figura 4.51:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 2. Delaminações nos entrelaçamentos de cabos nas regiões de trama e urdume.....	116
Figura 4.52:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 2. Falha por tração de cabos do urdume	116
Figura 4.53:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 2 (sem carga). N variando de 0 a 80 mil ciclos (1ª referência de cruzamento com eixo horizontal)	117
Figura 4.54:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 2 (sem carga). N variando de 250 mil a 1 milhão ciclos (3ª referência de cruzamento com eixo horizontal).	118
Figura 4.55:	1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 3.....	119
Figura 4.56:	Onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 3	119
Figura 4.57:	Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 3	119
Figura 4.58:	Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 3	119
Figura 4.59:	Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 3	119
Figura 4.60:	Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 3.....	120
Figura 4.61:	Onda L_{cr} para 250 mil ciclos de fadiga na amostra 3.....	120
Figura 4.62:	Onda L_{cr} para 400 mil ciclos de fadiga na amostra 3.....	120
Figura 4.63:	Onda L_{cr} para 550 mil ciclos de fadiga na amostra 3.....	120
Figura 4.64:	Onda L_{cr} para 700 mil ciclos de fadiga na amostra 3.....	120
Figura 4.65:	Onda L_{cr} para 850 mil ciclos de fadiga na amostra 3.....	120
Figura 4.66:	Onda L_{cr} para 1 milhão ciclos de fadiga na amostra 3.....	121
Figura 4.67:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 3. Falha por cisalhamento de cabos que compõem a direção do urdume.....	121

Figura 4.68:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 3. Trincas nas regiões ricas em resina	121
Figura 4.69:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 3. Delaminações nos entrelaçamentos de cabos nas regiões de trama e urdume	121
Figura 4.70:	Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 3. Falha por tração de cabos do urdume	121
Figura 4.71:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 3 (sem carga). N variando de 0 a 100 mil ciclos (1ª referência de cruzamento com eixo horizontal)	122
Figura 4.72:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 3 (sem carga). N variando de 400 mil a 1 milhão ciclos (3ª referência de cruzamento com eixo horizontal).	123
Figura 4.73:	1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 4.....	124
Figura 4.74:	Forma da onda L_{cr} para 10 mil ciclos de fadiga na amostra 4.....	124
Figura 4.75:	Onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 4	124
Figura 4.76:	Onda L_{cr} para 30 mil ciclos de fadiga na amostra 4	125
Figura 4.77:	Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 4	125
Figura 4.78:	Onda L_{cr} para 50 mil ciclos de fadiga na amostra 4	125
Figura 4.79:	Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 4	125
Figura 4.80:	Onda L_{cr} para 70 mil ciclos de fadiga na amostra 4	125
Figura 4.81:	Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 4	125
Figura 4.82:	Onda L_{cr} para 90 mil ciclos de fadiga na amostra 4	126
Figura 4.83:	Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 4.....	126
Figura 4.84:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 4. Trinca em região de interface fibra/resina	126
Figura 4.85:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 4 (sem carga). N variando de 10 a 100 mil ciclos.....	127
Figura 4.86:	1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 5.....	128
Figura 4.87:	Onda L_{cr} para 10 mil ciclos de fadiga na amostra 5	128
Figura 4.88:	Onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 5	128
Figura 4.89:	Onda L_{cr} para 30 mil ciclos de fadiga na amostra 5	128
Figura 4.90:	Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 5	128
Figura 4.91:	Onda L_{cr} para 50 mil ciclos de fadiga na amostra 5	129
Figura 4.92:	Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 5	129
Figura 4.93:	Onda L_{cr} para 70 mil ciclos de fadiga na amostra 5	129
Figura 4.94:	Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 5	129
Figura 4.95:	Onda L_{cr} para 90 mil ciclos de fadiga na amostra 5	129
Figura 4.96:	Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 5.....	129
Figura 4.97:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 5. Trinca em região rica em resina e na interface fibra/resina	130
Figura 4.98:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 5 (sem carga). N variando de 0 a 100 mil ciclos.....	130

Figura 4.99:	1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 6.....	131
Figura 4.100:	Onda L_{cr} para 10 mil ciclos de fadiga na amostra 6	132
Figura 4.101:	Onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 6	132
Figura 4.102:	Onda L_{cr} para 30 mil ciclos de fadiga na amostra 6	132
Figura 4.103:	Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 6	132
Figura 4.104:	Onda L_{cr} para 50 mil ciclos de fadiga na amostra 6	132
Figura 4.105:	Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 6	132
Figura 4.106:	Onda L_{cr} para 70 mil ciclos de fadiga na amostra 6	133
Figura 4.107:	Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 6	133
Figura 4.108:	Onda L_{cr} para 90 mil ciclos de fadiga na amostra 6	133
Figura 4.109:	Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 6.....	133
Figura 4.110:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 6. Trinca na interface fibra/resina	133
Figura 4.111:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 3. Trinca na região rica em resina.....	133
Figura 4.112:	Imagem estereoscópica seção longitudinal – amostra 6. Falha por tração de cabos do urdume	134
Figura 4.113:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 6 (sem carga). N variando de 0 a 80 mil ciclos.....	134
Figura 4.114:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 1. N variando de 0 a 80 mil ciclos	135
Figura 4.115:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 2. N variando de 0 a 80 mil ciclos	136
Figura 4.116:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 3. N variando de 0 a 100 mil ciclos	137
Figura 4.117:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 4. N variando de 0 a 100 mil ciclos	138
Figura 4.118:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 5. N variando de 0 a 100 mil ciclos	139
Figura 4.119:	Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 6. N variando de 0 a 80 mil ciclos	139
Figura 4.120:	Variação do fator acustoelástico $EL_{111}.t_0$ em função da fadiga na amostra 1. N variando de 0 a 80 mil ciclos	141
Figura 4.121:	Variação do fator acustoelástico $EL_{111}.t_0$ em função da fadiga na amostra 2. N variando de 0 a 60 mil ciclos	142
Figura 4.122:	Variação do fator acustoelástico $EL_{111}.t_0$ em função da fadiga na amostra 3. N variando de 0 a 100 mil ciclos	142
Figura 4.123:	Variação do fator acustoelástico $EL_{111}.t_0$ em função da fadiga na amostra 4. N variando de 0 a 100 mil ciclos	143
Figura 4.124:	Variação do fator acustoelástico $EL_{111}.t_0$ em função da fadiga na amostra 5. N variando de 0 a 100 mil ciclos	144
Figura 4.125:	Variação das curvas de histerese em função da fadiga na amostra 2. N variando de 0 a 80 mil ciclos.....	145

Figura 4.126:	Variação das curvas de histerese em função da fadiga na amostra 3. N variando de 0 a 100 mil ciclos	146
Figura 4.127:	Variação das curvas de histerese em função da fadiga na amostra 4. N variando de 0 a 100 mil ciclos	146
Figura 4.128:	Variação das curvas de histerese em função da fadiga na amostra 5. N variando de 0 a 100 mil ciclos	147
Figura 4.129:	Variação das curvas de histerese em função da fadiga na amostra 6. N variando de 0 a 100 mil ciclos	147
Figura 4.130:	Variação dos Módulos Secante (E_s) e Dinâmico (E_{din}) em função da fadiga na amostra 2. N variando de 0 a 80 mil ciclos	148
Figura 4.131:	Variação dos Módulos Secante (E_s) e Dinâmico (E_{din}) em função da fadiga na amostra 3. N variando de 0 a 100 mil ciclos	149
Figura 4.132:	Variação dos Módulos Secante (E_s) e Dinâmico (E_{din}) em função da fadiga na amostra 4. N variando de 0 a 100 mil ciclos	149
Figura 4.133:	Variação dos Módulos Secante (E_s) e Dinâmico (E_{din}) em função da fadiga na amostra 5. N variando de 0 a 100 mil ciclos	150
Figura 4.134:	Variação dos Módulos Secante (E_s) e Dinâmico (E_{din}) em função da fadiga na amostra 6. N variando de 0 a 100 mil ciclos	150
Figura 4.135:	Fator de dano acumulado (D) em função da fadiga para a amostra 2. N variando de 0 a 80 mil ciclos	152
Figura 4.136:	Fator de dano acumulado (D) em função da fadiga para a amostra 3. N variando de 0 a 100 mil ciclos	153
Figura 4.137:	Fator de dano acumulado (D) em função da fadiga para a amostra 4. N variando de 0 a 100 mil ciclos	153
Figura 4.138:	Fator de dano acumulado (D) em função da fadiga para a amostra 5. N variando de 0 a 100 mil ciclos	154
Figura 4.139:	Fator de dano acumulado (D) em função da fadiga para a amostra 6. N variando de 0 a 100 mil ciclos	154
Figura 4.140:	Variação do índice de dano acumulado (D) em função do tempo de percurso da onda (TOF) na amostra 2 sob fadiga. N variando de 20 a 80 mil ciclos	155
Figura 4.141:	Variação do índice de dano acumulado (D) em função do tempo de percurso da onda (TOF) na amostra 3 sob fadiga. N variando de 20 a 100 mil ciclos.....	156
Figura 4.142:	Variação do índice de dano acumulado (D) em função do tempo de percurso da onda (TOF) na amostra 4 sob fadiga. N variando de 10 a 100 mil ciclos.....	156
Figura 4.143:	Variação do índice de dano acumulado (D) em função do tempo de percurso da onda (TOF) na amostra 5 sob fadiga. N variando de 10 a 100 mil ciclos.....	157
Figura 4.144:	Variação do índice de dano acumulado (D) em função do tempo de percurso da onda (TOF) na amostra 6 sob fadiga. N variando de 10 a 80 mil ciclos	157

Lista de Tabelas

Tabela 1.1:	Propriedades mecânicas de vários materiais de engenharia (MAZUMDAR, 2002).	21
Tabela 2.1:	Propriedades mecânicas de tipos de fibras (Mazumdar, 2002).	33
Tabela 3.1:	Propriedades do tecido de carbono HT SIGRATEX® (Catálogo SIGRATEX®).	71
Tabela 3.2:	Propriedades do sistema Araldite® LY 5052/Aradur® 5052 (Catálogo Huntsman®)	71
Tabela 3.3:	Matriz de ensaios	76
Tabela 3.4:	Matriz de ensaios	89
Tabela 4.1:	Valores de TOF para amostras ensaiadas sem carga e sem fadiga.	98
Tabela 4.2:	Valores de TOF _R para amostras ensaiadas sem carga e sem fadiga.	100
Tabela 4.3:	Coefficiente de determinação da linha de tendência para cada amostra.	104
Tabela 4.4:	Fator $\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}$ = (inverso do coeficiente angular da linha de tendência). Amostras sem fadiga.	102
Tabela 4.5:	Módulo de Elasticidade Longitudinal (E ₁) para três amostras do laminado (0, 90) ₈	107
Tabela 4.6:	Análise micromecânica para as amostras 1 a 6.	151

Lista de Símbolos

ε	Deformação linear
γ	Deformação cisalhante
λ	Comprimento de onda
ν_{12}	Coefficiente de Poisson maior
ν_{21}	Coefficiente de Poisson menor
ρ	massa específica
σ	Tensão Normal
τ	Tensão Cisalhante
θ_c	Primeiro ângulo crítico de refração
C	Matriz de Rigidez
cT	Coefficiente de correção do TOF em função da temperatura
D	Dano Acumulado
E_1	Módulo Elástico Longitudinal na direção 1
E_2	Módulo Elástico Longitudinal na direção 2
E_{din}	Módulo Dinâmico
E_s	Módulo Secante
f	Frequencia
G_{12}	Módulo Elástico Transversal referente às direções 1 e 2
K	1.000 filamentos
L_{cr}	Onda Longitudinal Criticamente Refratada
M_c	Massa do compósito
M_m	Massa de matriz
M_f	Massa de fibra
V_c	Volume do compósito
V_m	Volume de matriz
V_f	Volume de fibra
V_v	Volume de vazios
v_f	Fração volumétrica de fibra
v_m	Fração volumétrica de matriz
v_v	Fração volumétrica de vazios
v	Velocidade de propagação da onda
R	Coefficiente de determinação de ajuste da função à reta

Lista de Abreviaturas e Siglas

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
A-scan	variação da amplitude do sinal em função do tempo
B-scan	variação do sinal A-scan em uma direção
BMC	<i>Bulk Molding Compound</i>
C-scan	variação do sinal A-scan em duas direções
CL	Compósitos Laminados
CMC	Compósito de Matriz Cerâmica
CMM	Compósito de Matriz Metálica
CMP	Compósito de Matriz Polimérica
CMPRF	Compósito de Matriz Polimérica Reforçado com Fibras
CRFC	Compósitos Reforçados com Fibras Contínuas
CRP	Compósitos Reforçados com Partículas
ED	Ensaio Destrutivo
IFF	<i>Inter Fibres Fracture</i>
NCF	<i>Non Crimped Fabric</i>
PMMA	Polimetilmetacrilato
P-wave	Onda de pressão ou longitudinal
RTM	<i>Resin Transfer Molding</i>
SCRIMP	<i>Seeman Composites Resin Infusion Molding Process</i>
SMC	<i>Sheet Molding Compound</i>
SRIM	<i>Structural Reaction Injection Molding</i>
S/N	<i>Stress/Number of cycles</i>
TLC	Teoria Clássica para Laminados
TOF	<i>Time Of Flight</i>
VARTM	<i>Vacuum Resin Transfer Molding</i>
vidro-C	fibra de vidro para aplicação em ambientes quimicamente agressivos
vidro-CS	fibra de vidro para aplicação comercial
vidro-E	fibra de vidro para aplicação elétrica
vidro-D	fibra de vidro para aplicação que exija baixa constante dielétrica
vidro-S	fibra de vidro para aplicação aeroespacial ou militar

Sumário

1. INTRODUÇÃO	21
1.1. Objetivo Principal.....	27
1.2. Objetivos Secundários.....	28
1.3. Justificativa.....	28
1.4. Estrutura do Trabalho	29
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	31
2.1. Materiais Compósitos	31
2.1.1. Compósitos Reforçados com Partículas (CRP)	34
2.1.2. Compósitos Reforçados com Fibras (CRF).....	35
2.1.3. Compósitos Laminados (CL).....	38
2.1.4. Processamento de Compósitos de Matriz Polimérica Reforçados com Fibras (CMPRF)	40
2.1.5. Comportamento Mecânico de Materiais Compósitos Reforçados com Fibras.....	41
Abordagem Micromecânica.....	43
Abordagem Macromecânica	46
2.2. Fadiga em Compósitos.....	49
2.2.1. Fatores de Influência no Comportamento de Compósitos Laminados sob Fadiga	51
2.2.2. Fadiga e o Acúmulo de Dano em Compósitos Bidirecionais	53
2.3. Caracterização Experimental de Fadiga em Compósitos Laminados Bidirecionais	60
2.3.1. Ensaios Destrutivos e Não Destrutivos	60
2.3.2. Ultrassom.....	62
2.3.3. Acustoelasticidade.....	68
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	73
3.1. Considerações Iniciais.....	73
3.2. Materiais Utilizados	73
3.2.1. Fabricação do Laminado Compósito – Bloco Padrão	75
3.2.2. Fabricação do Material Compósito – Corpos de Prova.....	77
3.3. Equipamentos Utilizados	79
3.3.1. Ultrassom.....	79

3.3.2.	Sapata (<i>Wedge</i>) para Geração da Onda L_{cr}	80
3.3.3.	Câmara Termográfica.....	83
3.3.4.	Máquina de Tração/Fadiga.....	84
3.4.	Procedimento Experimental.....	84
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	93
4.1.	Influência da temperatura no tempo de percurso da onda L_{cr} (TOF).....	97
4.2.	Variação do tempo de percurso da onda L_{cr} (TOF) para amostras ensaiadas sem carga e sem fadiga.....	98
4.3.	Variação do tempo de percurso da onda L_{cr} (TOF) para amostras ensaiadas com carga e sem fadiga.....	100
4.4.	Constante Acustoelástica das amostras sem fadiga.....	104
4.5.	Variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da fadiga para amostras sem carga até 1 milhão de ciclos – Amostras 1, 2 e 3.....	107
4.6.	Variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da fadiga para amostras sem carga até 100 mil ciclos – Amostras 4, 5 e 6.....	123
4.7.	Variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da carga para fadiga de zero a 80 mil/100 mil ciclos – Amostras 1, 2, 3, 4, 5 e 6.....	135
4.8.	Variação do fator acustoelástico em função da fadiga.....	140
4.9.	Curvas de Histerese e Variação dos Parâmetros Dinâmicos (Módulo Secante, Dinâmico e Dano Acumulado) em função da fadiga.....	144
4.10.	Variação do tempo de percurso da onda (TOF) em função do Dano Acumulado.....	155
5.	CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	159
5.1.	Conclusões.....	159
5.2.	Sugestões para Trabalhos Futuros.....	161
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	163

1. INTRODUÇÃO

A compreensão da inter-relação entre processamento, estrutura, propriedades e desempenho dos materiais é fundamental para o desenvolvimento não apenas da engenharia de materiais, mas de tantas outras áreas que se beneficiam com a descoberta de novos materiais (WEAVER *et al.*, 1996).

Sapuan (2001) descreve o processo de seleção de um material como a identificação de materiais que, depois de passarem pelas operações necessárias de transformação, terão as dimensões, a forma e as propriedades necessárias para o produto ou componente ao menor custo possível. Para o engenheiro realizar a escolha ideal de aplicação de um material, o processo de seleção deverá considerar uma grande quantidade de fatores como forma, dimensão, desempenho requerido, restrições tecnológicas e de custo, condições de manufatura e impacto ambiental em todo o ciclo de vida do produto, concluindo então, ser essa uma decisão complexa que exige ferramentas de otimização multi-criteriosas (GIUDICE *et al.*, 2005)

Mazumdar (2002) indica a existência de um número superior a 50.000 materiais diferentes à disposição para o desenvolvimento de produtos com aplicações em engenharia, número esse corroborado por Ashby e Jones (2007). Ramalhetete *et al.*, (2010), constatam que este número é ainda maior, sobrepujando os 160.000 materiais catalogados e disponíveis para uso em engenharia.

Em relação ao grupo dos materiais compósitos, embora tais materiais a princípio estejam associados a aplicações que sugerem alta tecnologia envolvida como, por exemplo, nos setores aeronáutico, aeroespacial, naval ou bioengenharia, registros históricos revelam que os antigos egípcios já utilizavam o conceito de misturar dois materiais diferentes (palha e argila) na fabricação dos tijolos usados em suas construções (DANIEL e ISHAI, 2006). Considerando que na própria natureza os compósitos se fazem presentes, como por exemplo, na madeira das árvores, formadas por fibras de celulose dispersas em uma matriz de lignina (MAZUMDAR, 2002), nos ossos (fibras de colágeno envolvidas por matriz mineral) e tecidos musculares (camadas de fibras orientadas em ângulos e concentrações diferentes) (NETO e PARDINI, 2006; SILVESTRE FILHO, 2006), conclui-se que os materiais compósitos existem a muito mais tempo do que se possa imaginar.

Conforme Daniel e Ishai (2006), Agarval *et al.* (2006), e Berthelot (1998), material compósito é por definição, uma combinação de dois ou mais materiais em escala microscópica, resultando em um material com propriedades finais distintas e superiores aos

que lhe deram origem. Mendonça (2005) e Jones (1999) salientam que o fato da mistura ocorrer em escala macroscópica. Ligas metálicas estão obviamente fora deste grupo, pois as combinações entre os elementos ocorrem em escala atômica. Agarval *et al.* (2006) ressaltam que cada uma das fases em um compósito deve possuir propriedades físicas diferentes a um nível significativo para a mistura. Isso também exclui do grupo dos materiais compósitos metais com certo grau de impureza e plásticos com pequenos acréscimos de aditivos, lubrificantes ou absorvedores de radiação UV.

Daniel e Ishai (2006), Agarval *et al.* (2006) e Berthelot (1998) utilizam a nomenclatura de fase para cada um dos componentes do material compósito e explicam que normalmente uma das fases é descontínua, rígida e resistente, denominada reforço, enquanto que a fase menos rígida e resistente é contínua e também chamada de matriz. Em alguns casos, devido à própria natureza das fases (interação química) ou por efeitos decorrentes do processo de fabricação, uma adicional e distinta fase se forma entre o reforço e a matriz chamada de interfase. As propriedades do compósito são fortemente influenciadas pelas propriedades individuais de cada fase constituinte. Fatores como concentração volumétrica do reforço e da matriz, geometria, orientação e distribuição do reforço, e a interação entre elas (interfase) são fatores decisivos na determinação das propriedades do compósito formado (AGARVAL *et al.*, 2006). Dessa forma, compreende-se o material compósito como um sistema onde cada fase colabora com uma parcela do comportamento final do mesmo. O reforço por suas características de maior rigidez e resistência é responsável por suportar os esforços aplicados, enquanto à matriz cabem as funções de aglutinação e transferência ou redistribuição dos esforços ao reforço (ANCELOTTI, 2011). A interfase, apesar de comparativamente menor em dimensões à matriz e reforço, tem uma atuação decisiva no processo de falha do material compósito, conforme será explicado no Capítulo 2.

Quanto ao projeto e otimização de compósitos, a grande quantidade de combinações possíveis permite que o material seja desenvolvido de forma a atender a vários requisitos distintos simultaneamente, mas em contrapartida, torna o sistema mais complexo e eleva a dificuldade da análise. Essa característica fica ainda mais evidente quando os materiais compósitos são comparados com os materiais convencionais, para os quais a otimização é limitada a um número de graus de liberdade reduzido, normalmente um ou dois parâmetros geométricos (DANIEL e ISHAI, 2006).

Outra característica típica dos compósitos é a pronunciada anisotropia de suas propriedades mecânicas, pois o comportamento do material é distinto em função da direção analisada. Essa característica pode ser direcionada no projeto do material, possibilitando obter

resistência e rigidez elevadas na direção específica do carregamento, mas que igualmente traz complicações adicionais à análise do material (OBRAZTSOV e VASIL'EV, 1982). Na prática, porém, os materiais compósitos são considerados ortotrópicos, isto é, possuem três planos de simetria perpendiculares entre si. As intersecções destes planos definem três eixos perpendiculares entre si, chamados de eixos principais de simetria do material, ou simplesmente, eixos principais do material (BEIM, 2008). Neste caso considera-se que as propriedades do material variam em relação aos três eixos mutuamente perpendiculares, mas não na direção destes.

Além disso, os compósitos são, por definição, materiais que apresentam heterogeneidade em sua composição. Isso se deve à existência de interfaces entre os constituintes individuais do material, que devem ser consideradas nos cálculos juntamente com as superfícies livres. Essas interfaces apresentam geometrias complexas, já que se originaram durante o processo de produção (BRANDS, 2012).

A Tabela 1.1, demonstra algumas propriedades mecânicas típicas para algumas ligas metálicas, plásticos, cerâmicas e compósitos, evidenciando que os materiais compósitos em geral possuem uma massa específica bem inferior aos metais e suas ligas, mas não aos plásticos em geral, e que os compósitos reforçados com fibra longa unidirecional possuem propriedades mecânicas como módulo de elasticidade e resistência à tração superior às ligas de alumínio e em alguns casos tal qual os aços.

Dessa forma, verifica-se que os valores específicos de tais indicadores são totalmente favoráveis aos compósitos, quando comparados com as ligas metálicas. Também é possível notar que variações no tipo de reforço (curto ou longo, fibra de vidro, carbono ou kevlar®), o tipo da matriz (epóxi, poliéster ou poliamida) e a concentração das fases (% em volume da matriz e do reforço) modificam as propriedades mecânicas finais do compósito.

Silvestre Filho (2006) constatou que a utilização dos materiais compósitos a nível estrutural, teve início no final da década de 30 do século passado, quando as primeiras fibras de vidro contínuas foram desenvolvidas. No final dos anos 50, deu-se o desenvolvimento das fibras de boro e no início dos anos 60 as fibras de carbono. Também no início dos anos 50, as resinas epóxi, que apresentavam algumas propriedades superiores às resinas poliéster foram desenvolvidas (KERSTING, 2004), passando a ser uma alternativa interessante à demanda por compósitos estruturais.

Tabela 1.1 – Propriedades mecânicas de vários materiais de engenharia (MAZUMDAR, 2002).

Material	Massa Específica (ρ) (g/cm³)	Módulo Elástico (E) (GPa)	Tensão Máxima (σ) (GPa)	Módulo Específico (E/ρ)	Tensão Máxima Específica (σ/ρ)	Temp. Máx. de Serviço (°C)
Metais						
Ferro Fundido, Grade 20	7,0	100	0,14	14,3	0,02	230 – 300
Aço, AISI 1045	7,8	205	0,57	26,3	0,073	500 – 650
Alumínio 2024 - T4	2,7	73	0,45	27,0	0,17	150 – 250
Alumínio 6061 – T6	2,7	69	0,27	25,5	0,10	150 – 250
Plásticos						
Nylon 6/6	1,15	2,9	0,082	2,52	0,071	75 – 100
Polipropileno	0,9	1,4	0,033	1,55	0,037	50 – 80
Epóxi	1,25	3,5	0,069	2,8	0,055	80 – 215
Fenol	1,35	3,0	0,006	2,22	0,004	70 – 120
Cerâmicas						
Alumina	3,8	350	0,17	92,1	0,045	1425 – 1540
Óxido de Magnésio	3,6	205	0,06	56,9	0,017	900 – 1000
Compósitos - Fibra curta						
Fibra vidro/epóxi (35%)	1,90	25	0,30	8,26	0,16	80 – 200
Fibra vidro/poliéster (35 %)	2,00	15,7	0,13	7,25	0,065	80 – 125
Fibra vidro/nylon (35 %)	1,62	14,5	0,20	8,95	0,12	75 – 110
Fibra vidro/nylon (60 %)	1,95	21,8	0,29	11,18	0,149	75 – 110
Compósitos - Fibra longa						
Fibra vidro/epóxi (45 %)	1,81	39,5	0,87	21,8	0,48	80 – 215
Carbono/epóxi (61%)	1,59	142	1,73	89,3	1,08	80 – 125
Kevlar/epóxi (53 %)	1,35	63,6	1,1	47,1	0,81	80 – 125

Em 1965, os primeiros componentes aeronáuticos em projetos militares dos EUA (projeto F111 e T39) foram construídos em estrutura sanduíche (laminados finos com núcleo de colmeia) (ANCELOTTI, 2011) e no início da década de 70, com o surgimento das fibras de aramida, o campo de atuação dos compósitos estruturais foi ampliado ainda mais (SILVESTRE FILHO, 2006).

A indústria aeronáutica comercial tem sido uma das grandes responsáveis pela crescente demanda no uso de compósitos estruturais, haja vista que em 1995, ano de lançamento do Boeing 777, a aeronave possuía 12% do seu peso em materiais compósitos e 50% em alumínio. Quinze anos depois, no lançamento do modelo 787, a Boeing anunciou que esta aeronave possuía 50% do seu peso em materiais compósitos e apenas 20% em alumínio (BOEING, 2014).

Dados sobre o mercado de compósitos demonstram que esse crescimento tem extrapolado ano após ano as previsões: em janeiro de 2013, a revista JEC Composites (2013a) estimou o mercado de compósitos global do ano de 2012 em 8,7 milhões de toneladas e avaliou este montante em US\$ 100 bilhões (€ 77 bilhões), prevendo que seria atingido no ano de 2015 um total de 10 milhões de toneladas de materiais compósitos produzidos. Na edição de março de 2014, a revista anuncia que os resultados de 2014 ultrapassariam, ainda naquele ano, um total de 10,6 milhões de toneladas avaliados em € 95 bilhões (JEC COMPOSITES, 2014a).

Em relação ao mercado norte-americano de compósitos, um dos mais representativos no cômputo global, a previsão foi de um crescimento anual de 14,7% até 2016, atingindo neste ano um total de US\$ 10,2 bilhões. Esse crescimento é influenciado principalmente pelo setor aeronáutico comercial e sua demanda por compósitos estruturais de alto desempenho como, por exemplo, o programa de produção do Boeing 787 e de outras aeronaves como o AIRBUS A380 e A350 XWB. Outros setores como de energia eólica, automobilístico e aeronáutico militar também contribuem, mas em menor escala (JEC COMPOSITES 2013b).

Quanto ao mercado nacional, registrou-se um faturamento de US\$ 1,354 bilhões em 2013, o que corresponde a um crescimento de 9% em relação ao ano anterior. Durante o período também se anotou um acréscimo de 1,7% na utilização de materiais compósitos em relação a 2012, totalizando 209,9 mil toneladas. Os grandes responsáveis pelo acréscimo foram os setores de energia eólica, agricultura e construção civil. Para 2014, estimou-se um acréscimo de 11,5%, totalizando US\$ 1,509 bilhões faturados para uma produção estimada de 216 mil toneladas (acréscimo de 2,9%) (JEC COMPOSITES 2014b).

Os compósitos têm encontrado aplicações em diversas áreas, tais como aeronáutica, aeroespacial, petroquímica, naval, bioengenharia, automobilística, construção civil, e de artigos esportivos, apresentando excelentes propriedades, como bom desempenho estrutural, rigidez e resistência à corrosão elevadas, além de serem bem mais leves, se comparados às ligas metálicas (NETO e PARDINI, 2006).

A utilização de fibras de alto-módulo aumentou na década de 1980, havendo uma maior ênfase na obtenção de novos compósitos de matriz cerâmica, metálica e carbonosa para aplicações a elevadas temperaturas. Os compósitos encontraram aplicações em diversos produtos, como canos subterrâneos, contêineres, barcos, estruturas aeronáuticas e aeroespaciais, componentes automotivos, equipamentos esportivos, produtos biomédicos e muitos outros artigos cujo projeto requer alto desempenho mecânico, estabilidade em meio a condições adversas do ambiente e peso reduzido (DANIEL e ISHAI, 2006).

O avanço dos materiais compósitos principalmente em aplicações estruturais trouxe uma preocupação para os engenheiros em relação ao comportamento do material diante das cargas cíclicas aplicadas e que desencadeiam o fenômeno de fadiga. De acordo com Ancelotti (2006), o processo de fadiga em compósitos a nível micro estrutural tem início com a formação de micro trincas na matriz, seguido de uma propagação multidirecional que irão produzir a falha na interface fibra/matriz e, posteriormente, ruptura nas fibras com acoplamento das trincas. Ressalta também, que o estudo deste fenômeno é particularmente complexo, pois diferente do que ocorre nos metais, o mecanismo de acúmulo de dano está associado às várias interfaces presentes no material, o que leva a um contínuo estado de redistribuição de tensões. Em trabalho posterior, Ancelotti (2011) demonstra que, do ponto de vista macroestrutural, a propagação de danos por carga dinâmica difere ainda mais entre metais e compósitos, pois se no primeiro grupo, a principal característica desta fase é a presença de uma única trinca, perpendicular ao carregamento aplicado, seguindo até a falha do componente sem qualquer alteração macroscópica em seu formato, nos compósitos, a característica marcante deste processo de propagação do dano é a presença de várias micro trincas que se propagam através da matriz, causando em um primeiro momento, a falha na interface fibra/matriz. Posteriormente, em compósitos reforçados com fibras, o dano pode passar para as delaminações e finalmente para a ruptura da fibra.

Franco *et al.* (2011), afirmam que tais modos de falha podem ocorrer separadamente ou coexistir e que, ao contrário dos metais, o processo de acúmulo de danos em compósitos não ocorre de maneira localizada, mas em várias partes, quando submetidos a esforços cíclicos. Também ressalta a possibilidade de já existirem trincas no interior do compósito, como trincas na matriz e fibras quebradas. Sob carregamento, esses defeitos crescem micro estruturalmente no material. De acordo com Emery e Dulieu-Barton (2009), a maneira indiscriminada como o dano tem início e se propaga em materiais compósitos, exige técnicas de detecção e análise específicas.

Qualquer material pode ter seu comportamento em fadiga representado através das curvas de tensão em função do número de ciclos de carga aplicada, também chamadas de curvas S-N (abreviação no idioma inglês para *Stress – Number of cycles*). Porém, trabalhos anteriores têm demonstrado que apesar do primeiro modelo matemático realmente eficaz em relacionar tais variáveis já date de meio século atrás, pouco se avançou no sentido de estabelecerem-se leis não empíricas capazes de descrever o comportamento em fadiga de compósitos (VASSILOPOULOS e KELLER, 2011).

Isso significa que existe um vasto campo para o desenvolvimento do conhecimento sobre os efeitos da fadiga tanto a nível microestrutural como macroestrutural em compósitos, bem como a compreensão do mecanismo de dano interno. Nos últimos anos, as técnicas de análise computacional têm sido também uma ferramenta importante no estudo do comportamento dos compósitos estruturais sob fadiga.

A formação do dano está diretamente ligada às tensões aplicadas e, por isso, conhecê-las é fundamental para a correta avaliação do material inspecionado. Devido às características das principais aplicações estruturais dos compósitos, é desejável desenvolver um método confiável, rápido e não destrutivo para avaliar o quão afetado está um determinado componente mecânico devido à ação das cargas aplicadas. Andrino (2007), Santos (2007) e Santos *et al.* (2013) tem demonstrado que é possível correlacionar o estado de tensões em um material com a velocidade de propagação de uma onda ultrassônica criticamente refratada (L_{cr}) utilizando o princípio da acustoelasticidade. Pela teoria acustoelástica, pode-se descrever o tensor de tensões do material em uma determinada condição de carga, uma vez conhecidas suas constantes acustoelásticas. No entanto, dada a complexidade da distribuição dos esforços nos materiais compósitos e sua não uniformidade durante o processo de fadiga, o método de medição parece ser fortemente afetado. Nesse contexto, parece ser mais viável o estabelecimento da correlação entre o dano acumulado com a variação da velocidade de propagação de ondas ultrassônicas no material.

O presente trabalho apresenta uma metodologia para correlação do dano acumulado em amostras ensaiadas dinamicamente com a variação na velocidade de propagação de ondas ultrassônicas longitudinais criticamente refratadas (L_{cr}) no material. O resultado do trabalho é comparado com medições feitas utilizando outros métodos de detecção e são discutidas as razões para as diferenças encontradas, além de propostas alternativas para a correção do modelo proposto.

1.1. Objetivo Principal

O objetivo deste trabalho é verificar os efeitos causados pela fadiga mecânica na velocidade de propagação de uma onda longitudinal criticamente refratada (L_{cr}) em um compósito laminado de matriz polimérica (epóxi) reforçado com tecido de fibra de carbono disposto de forma simétrica na orientação 0° e 90° . Pretende-se, dessa forma, avançar na direção do desenvolvimento de um método não destrutivo para avaliação da vida útil restante de um componente fabricado com esse tipo de material, sob a ação de cargas cíclicas, capaz

de correlacionar indiretamente a fadiga à velocidade da onda L_{cr} e ao efeito acustoelástico neste tipo de material.

A indução ao surgimento de danos internos no material é feita através de ensaios dinâmicos tração-tração com amplitude de carga constante e a variação da velocidade de propagação da onda é determinada indiretamente através de medições do tempo de percurso da onda (TOF) ao percorrer um trajeto pré-determinado no material. A medida da variação do tempo de percurso é feita através de uma técnica não destrutiva de inspeção por ultrassom com transmissão direta do tipo A (A-Scan).

1.2. Objetivos Secundários

Os objetivos secundários do trabalho são a ampliação da base de conhecimentos sobre os seguintes assuntos:

- Materiais compósitos de matriz polimérica reforçados com tecido de fibra de carbono;
- Modelos de avaliação do dano provocado em compósitos de matriz polimérica reforçados com tecido de fibra de carbono;
- Métodos de ensaios dinâmicos controlados com a intenção de produzir o acúmulo de dano interno no material;
- Métodos de ensaios estáticos destrutivos e não destrutivos, em especial os métodos de inspeção por ultrassom.

1.3. Justificativa

O presente trabalho tem como motivação a dificuldade e imprecisão nos métodos conhecidos atualmente para avaliação da integridade estrutural de um laminado epóxi/tecido carbono quando sujeito à fadiga, sem que sejam aplicados métodos destrutivos para tal. Pretende-se verificar a possibilidade de correlacionar a degradação de suas propriedades em função do dano acumulado e a detecção de variações no comportamento de um pulso ultrassônico, quando trafegando pelo material. Os resultados aqui obtidos poderão ser utilizados posteriormente na elaboração de um modelo preciso para avaliação não destrutiva.

De uma maneira geral, as estruturas fabricadas em material compósito tomam como base as propriedades mecânicas estáticas do material, mas que em grande parte de suas aplicações serão submetidas a esforços cíclicos ou repetitivos. Isso faz com que o

comportamento real da estrutura após determinado número de ciclos normais de trabalho (seja de compressão, tração, flexão, torção ou combinação destes) de certa forma seja desconhecido quanto à deterioração de suas propriedades iniciais.

Uma forma de atender as premissas de um projeto quanto à resistência mecânica, rigidez/flexibilidade mínimas, deformações máximas toleráveis, entre outras, seria a realização de ensaios destrutivos para averiguação das constantes de engenharia do material, no momento atual de sua vida útil. Porém, obviamente, há o descarte da peça ou componente uma vez ensaiado de maneira destrutiva, o que geralmente é indesejado.

Dessa forma, o presente trabalho é justificado por várias razões, dentre as quais podem-se citar:

- Escassez na literatura pesquisada em relação ao comportamento mecânico de materiais compósitos sob cargas cíclicas;
- Escassez de informações sobre ensaios não destrutivos para avaliar a vida em fadiga de materiais compósitos, principalmente quanto ao acúmulo de danos em compósitos laminados bidirecionais;
- Carência de dados sobre as possíveis variações na velocidade de propagação de ondas L_{cr} em materiais compósitos, em especial os compósitos poliméricos reforçados com fibras bidirecionais;
- Falta de registros na literatura quanto à correlação entre a variação nas características de propagação ultrassônica e a degradação das propriedades mecânicas do material compósito em condições de cargas cíclicas.

1.4. Estrutura do Trabalho

O trabalho, além das seções iniciais (considerações iniciais, motivação, justificativas e objetivos a serem alcançados), está estruturado de maneira a fundamentar os principais conceitos relacionados ao tema proposto. Em seguida apresenta a metodologia experimental adotada, explicita os dados obtidos discutindo os resultados, além de apresentar de maneira objetiva, as conclusões adequadas e as possibilidades de melhorias da pesquisa em trabalhos futuros.

Durante a fundamentação teórica, é apresentada uma revisão da literatura sobre as pesquisas desenvolvidas até o momento a respeito dos compósitos laminados poliméricos reforçados com tecido de fibra de carbono e o comportamento elástico do mesmo sob a ação de cargas externas, bem como o processo de fadiga e a variação das propriedades mecânicas

do material compósito sob tal condição. Dessa forma pôde-se fundamentar a escolha dos parâmetros de ensaio de fadiga e as técnicas empíricas adotadas no trabalho (frequência de ciclagem, razão de tensão, efeito do pré-carregamento, entre outros). Finalizando a fundamentação teórica, são apresentados os princípios fundamentais da acustoelasticidade e a teoria sobre propagação de ondas ultrassônicas, em especial das ondas L_{cr} .

Em materiais e métodos, além das informações relacionadas ao material utilizado, o processo de fabricação empregado e os procedimentos de preparação das amostras, também é exposto o procedimento metodológico utilizado através de um fluxograma dos processos experimentais e de uma matriz de ensaios.

No capítulo referente aos resultados, são apresentados os dados obtidos nas várias medições realizadas por ultrassom, nos ensaios de caracterização mecânica e nos ensaios destrutivos estáticos de tração. Os dados são relacionados, permitindo a análise do efeito da fadiga e do estado de tensão do material na variação do tempo de percurso da onda L_{cr} no material.

Finalmente, apresentam-se as conclusões gerais e sugestões para futuros trabalhos serem desenvolvidos.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Os conceitos teóricos principais sobre materiais compósitos, fadiga e ondas ultrassônicas são apresentados neste capítulo, bem como uma revisão bibliográfica de trabalhos sobre os assuntos. Tal revisão visa mostrar a atualidade em termos de detecção de danos em materiais compósitos reforçados com tecido de carbono através de técnicas ultrassônicas não destrutivas e estudos do comportamento acustoelástico do material.

2.1. Materiais Compósitos

Conceitualmente, os materiais compósitos ou compostos são formados por duas ou mais fases distintas, convenientemente combinadas em escala macroscópica, de maneira a apresentar propriedades e características superiores aos materiais dos quais derivam. Uma das fases, chamada de reforço, tem como função principal suportar os esforços aplicados. A fase responsável pela união ou aglutinação dos reforços bem como pela transferência e distribuição de esforços é chamada de matriz (DANIEL e ISHAI, 2006).

Estudos recentes têm demonstrado a importância que a zona de interações físico-químicas entre a matriz e o reforço, chamada de interfase, exerce no comportamento geral do compósito, sendo por isso considerada como uma fase adicional. Subramanian, Reifsnider e Stinchcom (1995) desenvolveram um modelo para previsão da vida em fadiga de compósitos poliméricos laminados, introduzindo um parâmetro chamado de eficiência da interface, utilizado para descrever a degradação da interface fibra/matriz em condições de fadiga.

Mendonça (2005) cita uma gama bastante ampla de propriedades que podem ser manipuladas no projeto de um material compósito, como por exemplo: resistência mecânica estática e dinâmica, rigidez, resistência à corrosão, resistência à abrasão, capacidade de trabalho em altas temperaturas, dureza, ductilidade, entre outros.

Nota-se, entretanto, que tal expansão no campo de atuação destes materiais, está atrelada ao desenvolvimento, na década de 1950, de resinas termofixas com propriedades superiores às resinas até aquele momento disponíveis, impulsionando o desenvolvimento dos chamados materiais compósitos poliméricos. Posteriormente, na década de 1970, com o desenvolvimento das fibras contínuas especiais (carbono e aramida) os compósitos poliméricos reforçados com fibras longas definitivamente passaram a sobrepujar as ligas metálicas em grande parte das aplicações estruturais (KERSTING, 2004).

Quanto à sua classificação, os materiais compósitos podem ser agrupados inicialmente sob duas grandes áreas: os compósitos naturais (*in situ*) e os sintéticos (sua elaboração envolve algum processo de engenharia). Os compósitos naturais apresentam normalmente

uma fase fibrosa, revestida por uma substância aglutinante responsável por manter o conjunto coeso. Já os compósitos sintéticos, podem ser dispostos em diversas subáreas de acordo com o critério de classificação utilizado: tipo da matriz, material de reforço, orientação e distribuição do reforço, propriedades mecânicas e também pela forma como são projetados e processados (ANCELOTTI, 2006).

Os compósitos naturais têm sua utilização muito limitada em termos industriais, compondo normalmente estruturas secundárias e de baixa responsabilidade estrutural. Os compósitos sintéticos, por outro lado, podem ser projetados de maneira a atender os requisitos necessários ao uso em estruturas primárias de alta responsabilidade estrutural, razão pela qual, têm sido estudados mais detalhadamente nas últimas décadas.

Genericamente, os compósitos sintéticos podem ser classificados em função do tipo de matriz utilizada como: Compósito de Matriz Metálica (CMM), Compósito de Matriz Cerâmica (CMC) e Compósito de Matriz Polimérica (CMP).

As matrizes comumente utilizadas nos CMM são alumínio, titânio, cobre, magnésio, ligas cromo-níquel, entre outras, que podem estar na forma líquida (“*compcasting*”, co-deposição por spray, infiltração) ou sólida (metalurgia do pó) durante o processamento. Os CMM apesar de terem sido utilizados inicialmente pela indústria aeronáutica/aeroespacial, podem ser encontrados atualmente em pistões e bielas de motores automotivos, reatores atômicos de fusão, componentes de precisão para sistemas de guia inerciais (indústria bélica), raquetes de tênis, componentes de bicicletas, tacos de golfe (indústria esportiva), encapsulamento de componentes eletrônicos onde se requer alta condutividade térmica aliada à estabilidade dimensional a altas temperaturas. Segundo Ancelotti (2006), a temperatura de trabalho desses materiais pode atingir 800°C, porém seus custos de fabricação elevados e a dificuldade de processamento os colocam em desvantagem frente aos CMP.

Os CMC são formados normalmente por matrizes de carbono, carbetos de silício e de titânio ou óxidos metálicos, sendo depositados sobre o reforço por processos de vaporização ou infiltração líquida. As temperaturas de trabalho para os CMC podem alcançar até 1500°C quando reforçados por fibras de carbono, encontrando aplicação em freios para indústria aeronáutica e tubeiras de foguetes (indústria aeroespacial).

Os CMP devido à sua versatilidade de projeto e flexibilidade de processamento têm encontrado aplicação extensiva em vários setores. Com relação ao material da matriz, o polímero pode ser do tipo termoplástico ou termorrígido, o que determinará o tipo de aplicação a que o compósito será destinado. Matrizes termoplásticas permitem ao material compósito ser reprocessado/reciclado, porém o aumento da temperatura durante sua utilização

provoca uma queda acentuada em seu módulo de elasticidade prejudicando o desempenho do material. Matrizes termorrígidas possuem propriedades mecânicas normalmente superiores e são predominantes na indústria aeronáutica e aeroespacial, sendo objeto de estudo deste trabalho. Alguns valores de massa específica, resistência à tração e módulo em tração para as principais resinas termorrígidas utilizadas em CMP estão indicadas na Tabela 1.1.

Ancelotti (2006) ressalta a facilidade de processamento das resinas termorrígidas devido a sua compatibilidade com os reforços fibrosos. Também observa a possibilidade de endurecimento (cura) destas resinas em temperaturas elevadas (até 177°C para epóxi quando na presença de endurecedores), contribuindo para uma melhora nas propriedades mecânicas e térmicas do material. Um fato importante a ser considerado quanto aos CMP é que sua temperatura de trabalho está limitada pela temperatura de transição vítrea do polímero que compõem a matriz. No caso específico da indústria aeronáutica, os materiais utilizados devem suportar temperaturas delimitadas pela chamada temperatura de envelope do avião (faixa de temperatura em que o material apresenta desempenho mecânico satisfatório).

A Figura 2.1 apresenta uma comparação entre as principais resinas termorrígidas no que se refere ao seu desempenho mecânico e a temperatura de trabalho.

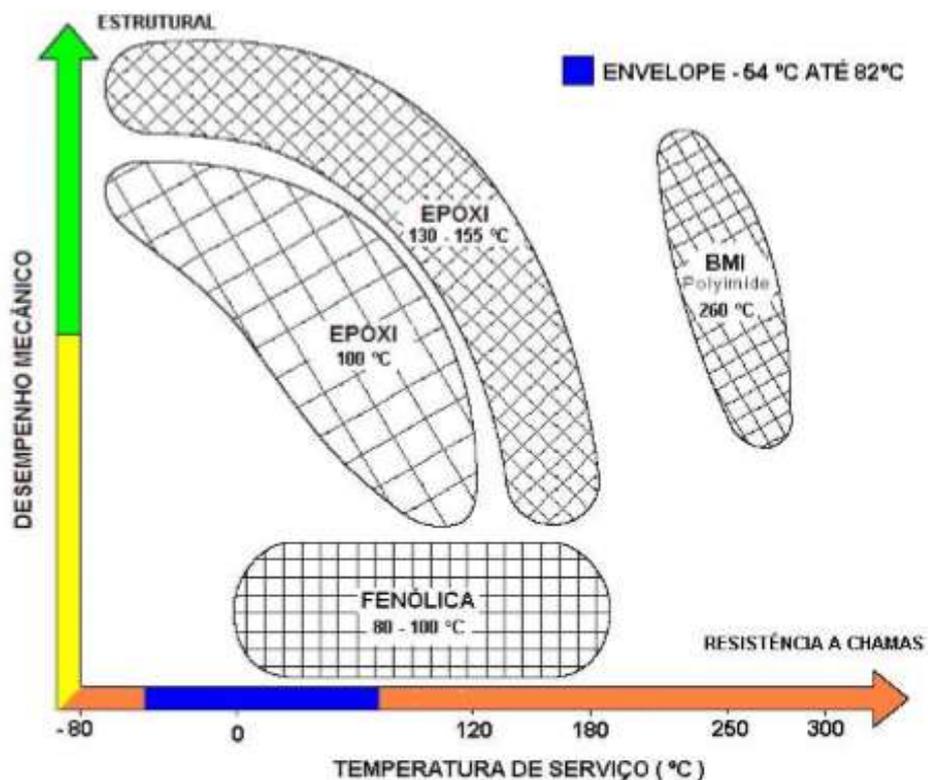


Figura 2.1: Desempenho mecânico de resinas termorrígidas em função da temperatura de serviço

Fonte: Ancelotti (2006)

Neste caso, a faixa azul indica o envelope de -54°C a 82°C , temperatura estipulada como padrão para a aviação.

Quanto ao tipo de reforço utilizado, os compósitos podem ser classificados em quatro grupos: os compósitos particulados (reforçados com partículas), os compósitos fibrosos (reforçados com fibras), os compósitos laminados (formados pelo empilhamento de várias camadas) e os compósitos formados através da combinação dos anteriores (JONES, 1999).

Agarwal e Broutman (1990) fazem uma diferenciação em relação aos compósitos fibrosos, subdividindo-os em compósitos reforçados por fibras curtas e compósitos reforçados por fibras contínuas/longas.

2.1.1. Compósitos Reforçados com Partículas (CRP)

Nos CRPs o reforço não possui uma razão característica entre comprimento e seção transversal e também não tem como função primordial acrescentar resistência mecânica ao compósito. Normalmente, o uso de reforço particulado visa incrementar outras propriedades como: condutividade ou isolamento térmico e elétrico, resistência a altas temperaturas, redução de atrito, resistência ao desgaste e dureza superficial, redução de custos (MENDONÇA, 2005). A Figura 2.2 demonstra os tipos e as formas de distribuição possíveis de reforços em CMP. Alguns exemplos de materiais usados como particulado de reforço são o tungstênio, o cromo, o molibdênio, entre outros.



Figura 2.2: Tipos e formas de distribuição do reforço em compósitos

Fonte: Ancelotti (2006)

2.1.2. Compósitos Reforçados com Fibras Contínuas (CRFC)

Em aplicações estruturais em que são necessários materiais com elevada rigidez e resistência mecânica (ruptura e fadiga), sabe-se, experimentalmente, que a forma geométrica chamada fibra possui tais características superlativas em comparação a um reforço particulado (do mesmo material). Tais variações seriam resultado da quantidade maior de imperfeições inerentes ao processo de fabricação, existentes em um bloco (partícula), do que em uma fibra com dimensões bem inferiores (MENDONÇA, 2005). Em relação aos CRFCs, as fibras podem ser descontinuadas ou curtas (dispostas aleatoriamente ou alinhadas) ou então longas alinhadas (formando fitas ou tecidos). As principais fibras utilizadas para reforço são as fibras de vidro, de carbono e aramida.

As fibras de vidro surgiram pouco antes de 1930, porém seu uso intensivo só ocorreu durante a 2ª Guerra Mundial, utilizadas juntamente com as resinas poliésteres, em substituição às peças metálicas de proteção de radares instalados em caças e bombardeiros. As fibras de vidro têm como vantagem em relação às demais o baixo custo de produção e a alta resistência específica, porém, tem como desvantagem a baixa rigidez específica, baixa resistência à abrasão e adesão deficiente às resinas, principalmente na presença de umidade (MENDONÇA, 2005).

Existem atualmente vários tipos de fibra de vidro (vidro-E, S, CS, D, C, entre outros), obtidas através de pequenas variações nos componentes minerais de sua composição, resultando em propriedades diferentes. O vidro-E (*E-glass, electrical glass*) foi o primeiro tipo a ser produzido, visando aplicações elétricas; o vidro-S (*S-glass, strength glass*) corresponde a um aprimoramento do tipo E para incremento de resistência, visando aplicação aeroespacial ou militar; o vidro-CS (*CS-glass, comercial S*) idem ao tipo S, mas sem a certificação para uso aeroespacial/militar; o vidro-D (*D-glass, dieletrical glass*) voltado para aplicações onde se requer baixa constante dielétrica; o vidro-C (*C-glass, chemical glass*) adequado para aplicações em ambientes quimicamente agressivos (CARNEIRO e TEIXEIRA, 2008). Algumas propriedades destas fibras são demonstradas na Tabela 2.1.

As fibras de carbono ou de grafite (o termo fibra de carbono é utilizado quando o percentual deste elemento na fibra estiver entre 80% e 95%, enquanto fibra de grafite se aplica para valores superiores a 98,8% de carbono na fibra) são classificadas em função dos valores do módulo de elasticidade e da resistência das fibras. Em relação à resistência, podem ser de alta e ultra-alta e quanto ao módulo elástico, podem ser de baixo, intermediário, alto e ultra-alto.

Tabela 2.1 – Propriedades mecânicas de tipos de fibras (Mazumdar, 2002).

Material	Diâmetro (μm)	Massa Específica (ρ) (g/cm^3)	Módulo Elástico (E) (GPa)	Tensão Máxima (σ) (GPa)	Módulo Específico (E/ ρ)	Tensão Máxima Específica (σ/ρ)
Vidro – E	7	2,54	70	3,45	27	1,35
Vidro – S	15	2,50	86	4,50	34,5	1,8
Grafite (alto módulo)	7,5	1,9	400	1,8	200	0,9
Grafite (alta tensão máx.)	7,5	1,7	240	2,6	140	1,5
Boro	130	2,6	400	3,5	155	1,3
Kevlar 29	12	1,45	80	2,8	55,5	1,9
Kevlar 49	12	1,45	130	2,8	89,5	1,9

Em relação às fibras de vidro, as fibras de carbono apresentam em geral maior rigidez, maior resistência ao trabalho em temperaturas elevadas, menor peso específico (cerca de 68% da massa específica do vidro), porém com maior custo. Devido a essas características, as fibras de carbono/grafite são indicadas para uso estrutural, sendo que em alguns casos, o módulo de elasticidade pode chegar a 680 GPa (MENDONÇA, 2005).

As fibras aramida são fibras poliméricas (aramida é uma contração de poliamida aromática), da mesma família dos náilons, porém com a adição do anel aromático (benzeno), orientado na direção longitudinal da fibra (DU PONT FIBERS, 1992). Este alinhamento da cadeia, durante o processamento do polímero foi descoberto por cientistas da Du Pont em 1965 e a esse novo material foi dado o nome comercial de Kevlar®. Como características principais tem-se um aumento na rigidez do material, proporcionando à fibra, um módulo de elasticidade específico elevado bem como uma resistência específica elevada (MAZUMDAR, 2002).

De uma maneira geral, o processo de fabricação das fibras apresentadas anteriormente parte de um ponto comum, que é o aquecimento do material precursor a temperaturas que permitam a sua passagem por pequenos orifícios, gerando filamentos deste material com diâmetros da ordem de alguns microns. Em seguida, esses filamentos são agrupados formando um conjunto mais estável para manuseio chamado de *strand*. No caso da fibra de vidro, as configurações mais comuns são como mechas (*roving*), mantas (*mats*), tecido (*woven roving*) e fibra moída (*milled fiber*).

A mecha é formada por vários *strands* (um *strand* corresponde a 204 filamentos), bobinados continua e paralelamente. Em alguns casos, os *strands* são agrupados por meio de

uma leve torção ou um pouco de resina (*yarn* – linha). Esse tipo de configuração é ideal para compósitos obtidos por bobinamento, extrusão e na fabricação de pré-impregnados.

Mantas podem ser elaboradas com fibra picada (*chopped strand mat*) ou com fibra contínua (*continuous strand mat*). Mantas de fibra picada são formadas por mechas de comprimento entre 25 a 50 mm com distribuição aleatória no plano da manta e mantidas unidas por adesivo para facilitar a manipulação. Nas mantas de fibra contínua as fibras longas também são depositadas de maneira aleatória (emaranhada), mas o resultado é uma configuração mais homogênea que a anterior.

O tecido consiste em uma estrutura onde as mechas estão ordenadas de forma regular em uma ou duas direções. A Figura 2.3 demonstra os três principais tipos de tecelagem para tecidos cujo layout é do tipo urdidura (*warp*)/trama (*weft*).

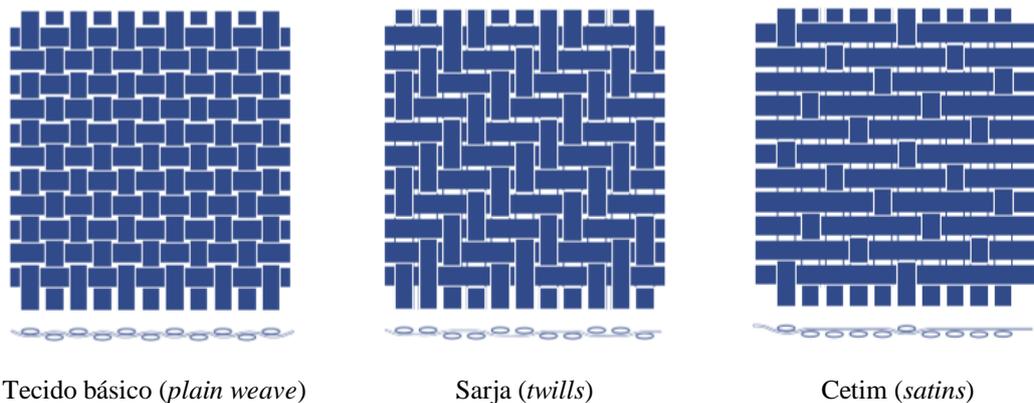


Figura 2.3: Principais tipos de tecelagem para fibras

Fonte: Hexcel (2013)

O estilo de tecer as mechas além de influenciar a capacidade do tecido em se adaptar as formas do molde deixando mais ou menos maleável também afeta o seu desempenho mecânico. Tecidos em que a curvatura ou ondulação (*crimp*) das fibras é reduzido, têm seu desempenho mecânico potencializado porque as fibras retas têm capacidade de suportar cargas maiores; por outro lado, um tecido ondulado é mais fácil de moldar-se sobre formas complexas (HEXCEL, 2013).

Existem tecidos em que a ondulação é mitigada quase que completamente, através do uso de fios mais finos na trama, ou então pela substituição desta por costuras colocadas em intervalos regulares, podendo ser utilizado em construções multicamadas, possibilitando dispor as fibras em várias direções, conforme a necessidade de projeto do componente. A

Figura 2.4 exemplifica um tecido disposto desta forma, com quatro camadas unidirecionais arranjadas em direções diferentes. Tais tecidos são chamados de NCF (*Non Crimped Fabric*).

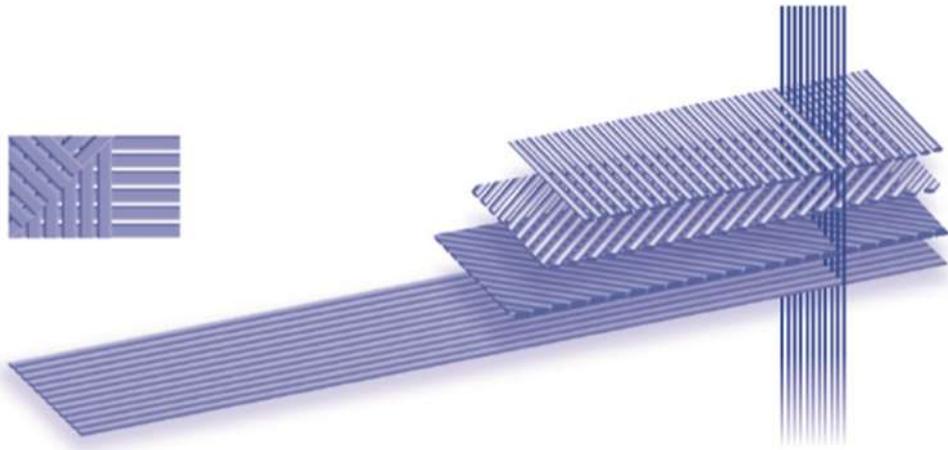


Figura 2.4: Tecido NCF multicamadas formado por lâminas unidirecionais costuradas

Fonte: Adaptado de Hexcel (2013)

A configuração fibras picadas consiste em mechas de fibra de comprimento variando entre 0,14 a 6,5 mm, para ser utilizada como carga, principalmente em processos manuais de fabricação.

Além das configurações utilizadas para as fibras de vidro (*roving, mats, woven roving, yarns*), as fibras de carbono/grafite também são oferecidas na forma de fios (*tow* – conjunto de centenas a alguns milhares de filamentos, indicados por um número seguido da letra K – ex: 1K, 3K, 6K, 12K, 24K, onde a letra K significa milhares de filamentos).

2.1.3. Compósitos Laminados (CL)

As fibras presentes em um compósito são responsáveis por suportar a maior parte das cargas aplicadas. A matriz contribui principalmente em manter a temperatura de serviço, a tenacidade e resistência às intempéries do meio ambiente. Como resultado dessa premissa, compósitos unidirecionais (fibras alinhadas em uma única direção) têm propriedades mecânicas predominantes nesta direção e são ditos anisotrópicos. Materiais isotrópicos, como a maioria dos metais, têm propriedades iguais em todas as direções. Os componentes fabricados a partir de materiais compósitos reforçados com fibras podem ser projetados de modo que a orientação das fibras produza propriedades mecânicas adequadas em várias direções, aproximando-se dessa condição isotrópica tão peculiar aos metais, através do empilhamento sucessivo de várias camadas (lâminas). Nesse caso, a aplicação e

consequentemente as cargas a que o componente estará sujeito, irá definir o número de camadas, a orientação e a seqüência de empilhamento.

A Figura 2.5a demonstra uma seqüência de empilhamento em que as lâminas estão dispostas na mesma direção (0°), ou seja, a resistência do compósito está sendo incrementada nesta direção.

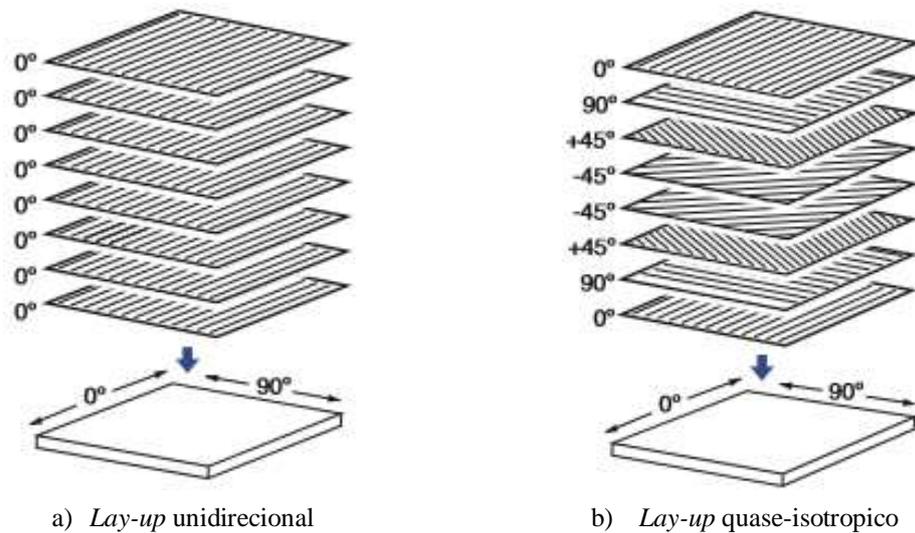


Figura 2.5: Compósito polimérico laminado

Fonte: Hexcel Composites (2013)

A Figura 2.5b mostra uma seqüência de lâminas sendo empilhadas a 0° , 90° , 45° e -45° e depois há uma repetição da seqüência em ordem inversa (-45° , 45° , 90° , 0°). Isso é feito, para garantir a simetria e balanceamento da peça, de maneira a evitar o empenamento quando finalizado o processo de fabricação (DANIEL e ISHAI, 2006; PETERS, 1998).

Atualmente, tem se tornado comum o uso de fibras, tecidos ou mantas de reforço preimpregnadas com resina na composição do laminado. São os chamados sistemas do tipo *prepregs* (tecidos preimpregnados) e *tapes* (fitas unidirecionais preimpregnadas). Nesse caso, a resina possui um agente retardador de cura, para evitar o endurecimento imediato da resina. Mesmo assim, o sistema tem um prazo de validade limitado e inferior ao dos componentes quando separados. O transporte e armazenamento destes materiais devem ser feitos a baixas temperaturas com o mesmo objetivo.

2.1.4. Processamento de Compósitos de Matriz Polimérica Reforçados com Fibras (CMPRF)

A fabricação de materiais compósitos é caracterizada pela diversidade de processos existentes. Por isso, vários autores (JONES, 1999; MENDONÇA, 2005; MAZUMDAR, 2002; VERREY, 2006) sugerem alguns aspectos que devem ser considerados antes de se decidir por um ou outro processo: custo do processo, envolvendo equipamento, treinamento de mão-de-obra e matéria-prima; escala de produção (alta, baixa ou peça única); dimensão do componente; volume relativo de fibra a ser adicionada à peça durante o processo; necessidade de repetitividade. Os processos de fabricação de CMPRFs podem ser divididos em função do tipo de resina utilizada como matriz (se termoplástica ou termorrígida) e em seguida, uma subdivisão em função do comprimento da fibra (Figura 2.6).

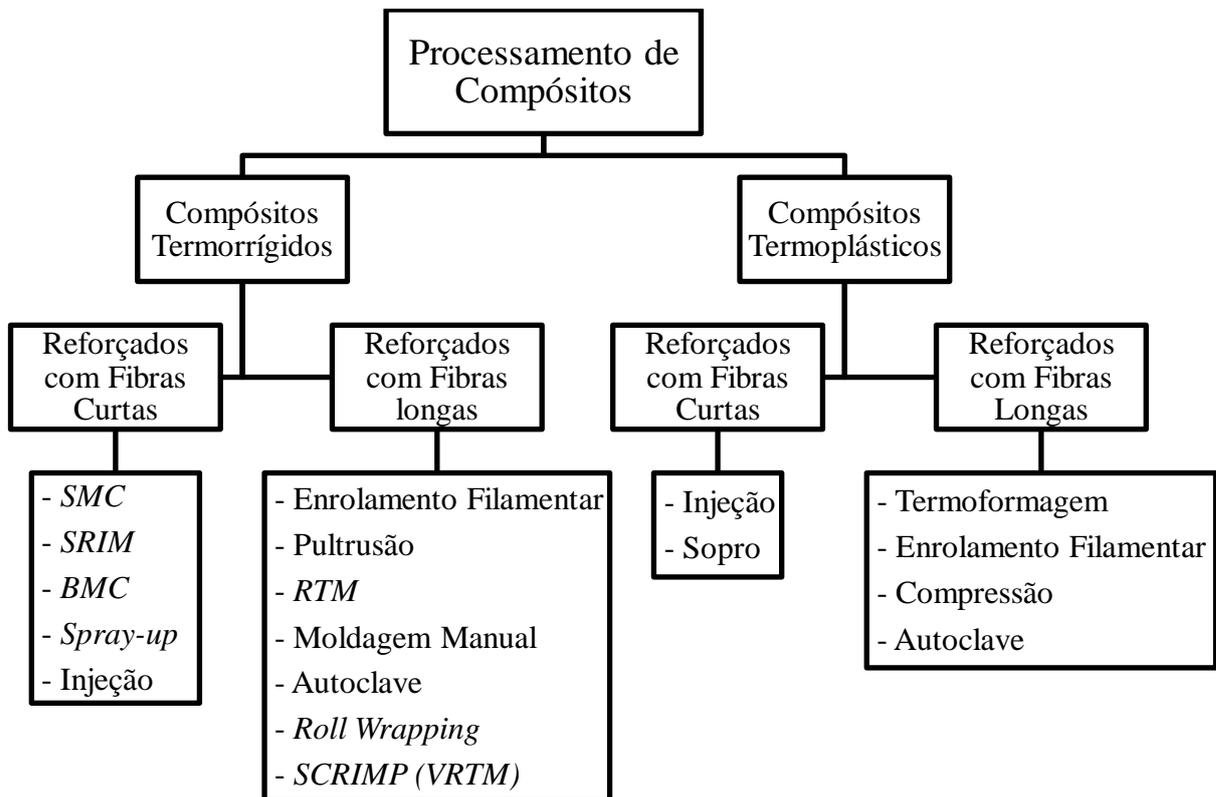


Figura 2.6: Classificação das técnicas de processamento de compósitos

Fonte: Adaptado de Mazumdar (2002)

Dessa forma, os processos relacionados com a fabricação de CMP termorrígidos reforçados com fibras curtas, seriam: *SMC* – *Sheet Molding Compound* (moldagem a partir de uma manta de fibra picada preimpregnada com resina), *SRIM* – *Structural Reaction Injection Molding* (uso de dois tipos de resina misturadas e injetadas na cavidade do molde onde já

estaria o reforço), *BMC – Bulk Molding Compound* (moldagem a partir de um bloco de fibra preimpregnado com resina), *spray-up* (moldagem em que a resina catalisada juntamente com a fibra picada é aplicada ao molde simultaneamente) e injeção (processo de molde fechado em que a resina é injetada sob pressão em um molde que já contém o reforço). Em relação aos CMP termorrígidos reforçados com fibras longas, os processos adequados seriam: enrolamento filamentar (mechas de fibra são puxadas e forçadas a passar por um banho de resina catalisada e posteriormente enroladas em um mandril cilíndrico), pultrusão (processo contínuo para fabricação de perfis com seção uniforme, onde as fibras são puxadas através de um banho de resina catalisada e posteriormente através de uma matriz onde é realizada a cura), *RTM – Resin Transfer Molding* (resina líquida é injetada sob pressão em um molde fechado que contém o material de reforço. Posteriormente a cura é feita sob baixa pressão), moldagem manual (processo manual de aplicação de camadas de fibra, tecidos, *tapes* ou *prepregs*. No caso de materiais não preimpregnados, aplica-se também manualmente a resina catalisada), autoclave (é um processo de consolidação do compósito – cura – através de uma atmosfera controlada – temperatura e pressão), *Roll wrapping* (envolve a aplicação de *tapes* ou *prepregs* em torno de moldes cilíndricos) e *SCRIMP – Seeman Composites Resin Infusion Molding Process* ou *VARTM – Vacuum Resin Transfer Molding* (processo em que a resina catalisada é introduzida no molde com reforço por infusão – puxada através de uma bomba de vácuo). Detalhes de todos estes processos podem ser obtidos em Jones (1999) e Mazumdar (2002).

2.1.5. Comportamento Mecânico de Materiais Compósitos Reforçados com Fibras

Compósitos são por definição materiais heterogêneos, isto é, suas propriedades não são independentes da posição analisada no corpo, e não isotrópicos, porém, em função da escala de visualização utilizada, tais materiais podem ou não ser aproximados para modelos que os consideram como misturas miscíveis. Em um nível microscópico, tais materiais são comumente considerados como uma mistura de fases heterogênea (fibras/partículas e matriz), sendo observadas as interações entre os constituintes do material como, por exemplo: os mecanismos de falha nas fibras, matriz ou interface e a tenacidade à fratura e vida em fadiga do material. A abordagem que estuda tais interações é dita Micromecânica.

Em um nível subsequente de análise, o material pode ser assumido como uma lâmina, isto é, uma única camada de material compósito considerado homogêneo e assume-se que as

propriedades da lâmina equivalem a valores médios dos materiais constituintes. Tal abordagem é conhecida como Macromecânica e muito útil no estudo do desempenho e previsão de falhas de lâminas individuais, apesar de mostrar-se indiferente a mecanismos de falha locais.

Um nível acima se encontra a abordagem que utiliza os princípios da análise Macromecânica para compreensão do comportamento de várias lâminas sobrepostas (laminado). Muitas teorias têm sido desenvolvidas para esta finalidade, e a mais difundida é a Teoria Clássica para Laminados (TCL) que atribui propriedades aos laminados em função das propriedades individuais, da espessura e orientação individual de cada lâmina.

A ausência de isotropia nos materiais compósitos pode ser caracterizada, de acordo com a disposição da fase reforço na fase matriz, como sendo uma ocorrência ortotrópica (propriedades se apresentam análogas apenas na direção dos eixos ortogonais, configurando assim, três planos mutuamente perpendiculares entre si com as mesmas propriedades) ou em um caso mais genérico, como sendo anisotrópica (propriedades se apresentam distintas em qualquer direção analisada) (JONES, 1999), conforme se observa na Figura 2.7.

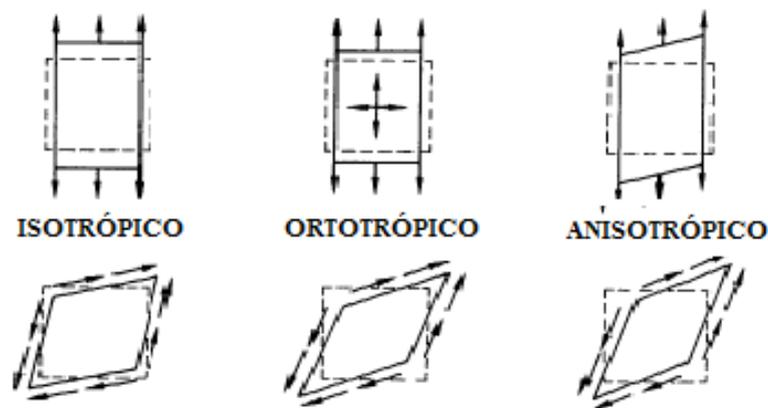


Figura 2.7: Comportamento mecânico para vários materiais

Fonte: Jones (1999)

Para materiais isotrópicos, a aplicação de tensões normais de tração provoca alongamento na direção da tensão e contração na direção perpendicular, sem produzir deformação cisalhante. Esse tipo de deformação surge caso sejam aplicadas tensões de cisalhamento, as quais não produzirão alongamento ou contração em qualquer direção. Quanto aos materiais ortotrópicos a aplicação de tensões normais de tração em uma das direções principais, determinadas pela intersecção com um dos três planos ortogonais, resulta

em alongamento na direção da tensão aplicada e contração na direção perpendicular. Porém, caso a mesma tensão seja aplicada em outra direção principal, a magnitude da deformação será diferente, exigindo então o conhecimento dos diferentes módulos de rigidez e coeficientes de Poisson para cada direção principal. A aplicação de tensões cisalhantes irá produzir deformações cisalhantes que são totalmente independentes dos diversos módulos de rigidez e coeficientes de Poisson. Em relação aos materiais anisotrópicos, tensões normais aplicadas produzirão além de deformações (alongamento) na direção da tensão e perpendicular (contração) a ela, deformações de cisalhamento também. Esse também é um comportamento típico de materiais ortotrópicos, quando sujeitos a tensões normais aplicadas em direções não principais.

- **Abordagem Micromecânica**

O estudo micromecânico de uma lâmina de material compósito tem como objetivo prever quais seriam as propriedades mecânicas desta (módulo elástico ou rigidez e resistência à ruptura), tomando como premissas as propriedades mecânicas dos constituintes da lâmina separadamente (fibra e matriz), bem como a proporção em massa ou volume destes na formulação da lâmina (Figura 2.8).

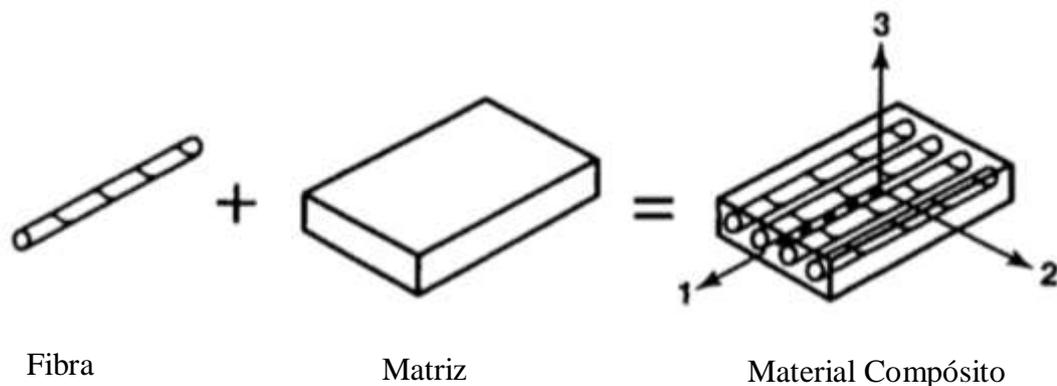


Figura 2.8: Premissa da abordagem micromecânica

Fonte: Adaptado de Jones (1999)

Tais propriedades da lâmina, obtidas desta forma, são aproximadas e influenciadas pelas interações microscópicas que ocorrem entre reforço e matriz, sendo a lâmina considerada então como um material heterogêneo.

Posteriormente à fabricação da lâmina, podem ser realizados ensaios mecânicos para determinação exata de suas propriedades, que inclusive considerarão as imperfeições inerentes ao processo de fabricação da mesma.

Em compósitos laminados unidirecionais, a direção das fibras determina as chamadas direções principais de propriedades da lâmina, que serão as direções tomadas como referência quando as propriedades mecânicas desta forem definidas. A Figura 2.9 mostra as três direções ortogonais utilizadas como referência, sendo a **direção principal 1**, a direção longitudinal, também chamada de direção das fibras; a **direção principal 2** corresponde à direção transversal ao sentido das fibras e a **direção principal 3**, a direção normal ou perpendicular à direção das fibras.

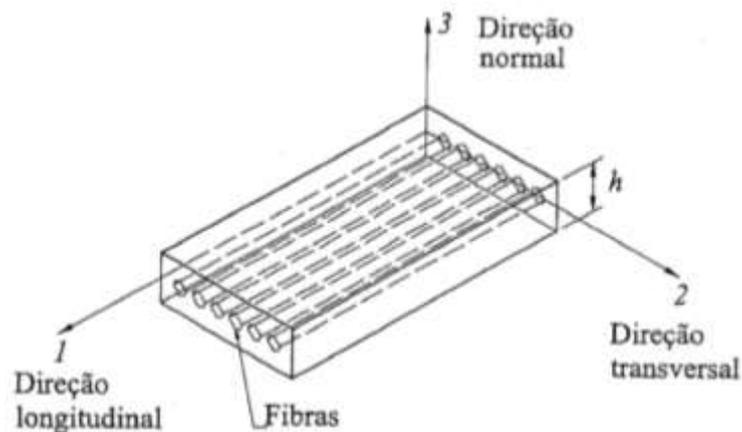


Figura 2.9: Direções principais para compósitos laminados unidimensionais

Fonte: Mendonça (2005)

O estudo de um compósito laminado através de abordagem micromecânica toma como principal parâmetro de constituição do material, a proporção relativa entre a fibra e a matriz. Para tanto, são utilizadas frequentemente as frações mássicas ou volumétricas destes elementos, fazendo-se necessária um esclarecimento sobre as relações básicas entre elas. Tais relações podem ser verificadas de maneira detalhada em Jones (1999), Mendonça (2005) e Neto e Pardini (2006).

Sendo V_c e M_c o volume e a massa do compósito, V_f e M_f o volume e a massa de fibra presente, V_m e M_m o volume e a massa de matriz presente e V_v o volume de vazios existente no compósito, as seguintes relações podem ser determinadas (Equações 2.1 e 2.2).

$$V_c = V_f + V_m + V_v \quad (2.1)$$

$$M_c = M_f + M_m \quad (2.2)$$

Em se tratando de um compósito bi componente, definem-se então as frações mássicas m_f e m_m de fibra e de matriz respectivamente, e as frações volumétricas v_f , v_m e v_v de fibras, de matriz e de vazios respectivamente, de acordo com as equações 2.3 e 2.4.

$$m_f = \frac{M_f}{M_c} \quad m_m = \frac{M_m}{M_c} \quad (2.3)$$

$$v_f = \frac{V_f}{V_c} \quad v_m = \frac{V_m}{V_c} \quad v_v = \frac{V_v}{V_c} \quad (2.4)$$

Assumindo que o somatório das frações mássica e volumétrica dos componentes do compósito é igual à unidade (equação 2.5) e considerando as massas específicas de cada elemento (compósito, fibra e matriz), como sendo ρ_c , ρ_f e ρ_m , pode-se determinar a equação 2.6, conhecida como regra da mistura para um material compósito bi componente.

$$m_f + m_m = \frac{M_f}{M_c} + \frac{M_m}{M_c} = 1 \quad v_f + v_m + v_v = \frac{V_f}{V_c} + \frac{V_m}{V_c} + \frac{V_v}{V_c} = 1 \quad (2.5)$$

$$\rho_c = \rho_f \cdot v_f + \rho_m \cdot v_m \quad (2.6)$$

A relação entre a fração mássica e volumétrica pode ser definida conforme a equação 2.7.

$$m_f = \frac{\rho_f}{\rho_c} \cdot v_f \quad m_m = \frac{\rho_m}{\rho_c} \cdot v_m \quad (2.7)$$

A equação 2.6 pode ser estendida para outras propriedades da lâmina (módulo de elasticidade longitudinal na direção das fibras – E_1 , módulo de elasticidade longitudinal na direção transversal às fibras – E_2 , módulo de elasticidade transversal G_{12} e coeficiente de Poisson maior – ν_{12}), conforme as equações 2.8 a 2.11.

$$E_1 = E_f \cdot v_f + E_m \cdot v_m = E_f \cdot v_f + E_m \cdot (1 - v_f) \quad (2.8)$$

$$E_2 = \frac{E_f \cdot E_m}{E_f \cdot \nu_m + E_m \cdot \nu_f} \quad (2.9)$$

$$G_{12} = \frac{G_f \cdot G_m}{(G_f \cdot \nu_m + G_m \cdot \nu_f)} \quad (2.10)$$

$$\nu_{12} = \nu_f \cdot \nu_f + \nu_m \cdot \nu_m = \nu_f \cdot \nu_f + \nu_m \cdot (1 - \nu_f) \quad (2.11)$$

O coeficiente de Poisson menor (ν_{21}) pode ser obtido através da equação 2.12.

$$\frac{E_1}{E_2} = \frac{\nu_{12}}{\nu_{21}} \quad (2.12)$$

• Abordagem Macromecânica

O estudo de uma lâmina de material compósito segundo a abordagem macromecânica tem foco na compreensão de suas propriedades mecânicas aparentes e reações quando sob tensão, sem considerar as interações entre os componentes da lâmina. Como já visto na seção 2.1.3, a lâmina, objeto de estudo da macromecânica, consiste em um arranjo de fibras unidirecionais ou tecidas, suportadas por uma matriz (Figura 2.10). As propriedades mecânicas da lâmina considerada são, em geral, obtidas através de ensaios na própria lâmina, ou de uma forma aproximada, através das propriedades individuais de cada componente da lâmina (micromecânica).

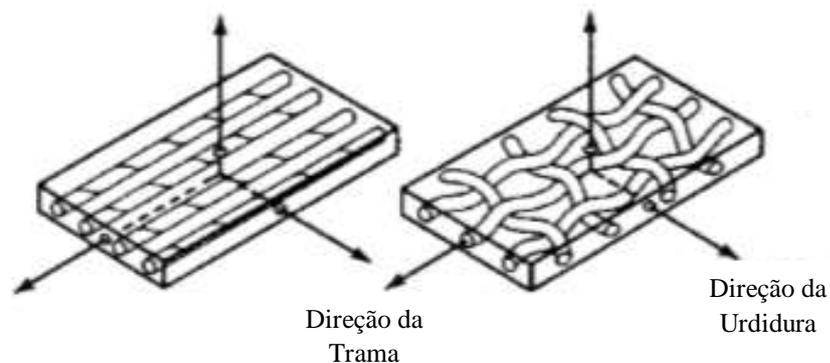


Figura 2.10: Lâmina com reforço de fibras unidirecionais e tecidas

Fonte: Adaptado de Jones (1999)

Como primeiro pressuposto, toma-se o comportamento do laminado como elástico (quando da sequência carregamento, descarregamento, o laminado retorna completamente às formas e dimensões originais sem apresentar deformação residual) e linear (existência de proporcionalidade entre carregamento e resposta – normalmente esse é um comportamento válido para valores pequenos de tensões aplicadas, deformações, deslocamentos e/ou rotações) (MENDONÇA, 2005). As relações constitutivas baseadas na generalização da Lei de Hooke para um material elástico-linear com comportamento distinto em qualquer direção demonstram ser necessário conhecer 36 constantes presentes na matriz de rigidez [C] do material para conseguir caracterizar e prever completamente o comportamento tensão-deformação do material (equação 2.13).

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad (2.13)$$

Tais materiais são chamados de anisotrópicos, e suas propriedades elásto-mecânicas somente podem ser descritas com base em uma direção pré-estabelecida, ou seja, são altamente dependentes da direção considerada. A extensão dos efeitos anisotrópicos nos materiais cristalinos está intimamente relacionada à simetria da estrutura cristalina (o grau de anisotropia aumenta com o decréscimo da simetria estrutural do retículo), conceito esse similar para os materiais compósitos reforçados com fibras contínuas, sendo o arranjo e disposição do reforço responsável pela determinação do grau de simetria em relação aos vários planos considerados.

Quando, porém, os conceitos de energia de deformação são considerados, percebe-se que apenas 21 constantes da equação 2.13 são independentes entre si. Comumente, adotam-se para os termos σ_4 , σ_5 e σ_6 , as variáveis τ_{23} , τ_{31} e τ_{12} caracterizando assim, as chamadas tensões cisalhantes e para os termos ε_4 , ε_5 e ε_6 , as variáveis γ_{23} , γ_{31} e γ_{12} , que são as deformações cisalhantes. A matriz tensão-deformação para o material anisotrópico assume então a forma descrita na equação 2.14.

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & sim & & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (2.14)$$

Caso exista um único plano de simetria para as propriedades do material, tal relação será reduzida à equação 2.15, onde o plano simétrico considerado é o 1-2 da Figura 2.9.

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & C_{26} \\ & & C_{33} & 0 & 0 & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & 0 \\ & sim & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (2.15)$$

Este tipo de material é chamado de monoclinico e possui 13 constantes independentes em sua matriz de rigidez [C].

Se existirem dois planos de simetria ortogonais entre si, obviamente haverá também simetria em relação ao terceiro plano ortogonal, fazendo com que as relações tensão-deformação sejam reduzidas à equação 2.16.

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ & sim & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (2.16)$$

Tal material é chamado de ortotrópico e para se conhecer sua matriz de rigidez são necessárias 9 constantes independentes, o que acarreta a inexistência de interações entre as tensões normais (σ_1 , σ_2 e σ_3) e as deformações de cisalhamento (γ_{23} , γ_{31} e γ_{12}), bem como das tensões de cisalhamento (τ_{23} , τ_{31} e τ_{12}) e deformações normais (ε_1 , ε_2 e ε_3).

É possível, entretanto, que o material demonstre um nível de simetria ainda maior, quando um dos planos ortogonais apresentar propriedades mecânicas idênticas em qualquer direção. Chama-se então, este tipo de material de transversalmente isotrópico, suas relações tensão-deformação são descritas conforme a equação 2.17 e nota-se a presença de apenas 5

constantes independentes na matriz de rigidez. Neste caso, o plano ortogonal considerado isotrópico é o 1-2.

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{11} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ \text{sim} & & & & C_{44} & 0 \\ & & & & & (C_{11} - C_{12})/2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (2.17)$$

O caso mais extremo de simetria entre os planos ortogonais está relacionado com os chamados materiais isotrópicos. Estes possuem propriedades mecânicas independentes das direções espaciais e a equação constitutiva tensão-deformação se resume a uma relação que possui apenas duas constantes independentes (equação 2.18).

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ & & & (C_{11} - C_{12})/2 & 0 & 0 \\ \text{sim} & & & & (C_{11} - C_{12})/2 & 0 \\ & & & & & (C_{11} - C_{12})/2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (2.18)$$

No caso de se desejar expressar as componentes de deformação a partir das componentes de tensão, pode-se desenvolver as relações anteriormente descritas (2.14, 2.15, 2.16, 2.17 e 2.18) com base na matriz de flexibilidade do material $[S]$ que corresponde à inversa da matriz de rigidez $[C]$.

2.2. Fadiga em Compósitos

Historicamente, o assunto fadiga teve origem e foi amplamente estudado em função dos materiais metálicos. Em 1829, W. A. S. Walter, engenheiro alemão, iniciou os estudos sobre fadiga aplicada a correntes transportadoras metálicas; a partir de 1852, outro engenheiro alemão, August Wohler, realizou experimentalmente o primeiro programa para estudo de fadiga em materiais metálicos, definindo, inclusive, o termo como é conhecido atualmente: um padrão de carregamento crítico. Por isso, tais conceitos associados aos metais estão muito mais fundamentados e desenvolvidos (VASSILOPOULOS e KELLER, 2011).

Bathias (2006) salienta que, por muitos anos, os especialistas em materiais compósitos não acreditavam que fadiga seria um problema merecedor de atenção em relação a tais materiais. Porém, apesar de haver certa motivação para tal afirmação, principalmente quando comparados às ligas metálicas (o fato dos compósitos apresentarem desempenho em condições de fadiga comprovadamente superior aos metais), a necessidade de otimização dos processos de fabricação e dos projetos de componentes estruturais fabricados em materiais compósitos tem obrigado o avanço da pesquisa e descrição sistemática do comportamento destes em fadiga.

Os defeitos que provocam a degradação das propriedades mecânicas podem acontecer em todos os compósitos estruturais e tendem a aumentar devido à complexidade estrutural do material, podendo ser divididos basicamente em defeitos chamados de fabricação (*manufacturing defects*) e defeitos devido ao uso (*in-service defects*). Os defeitos de fabricação podem ocorrer devido aos materiais utilizados na elaboração do compósito, bem como na interface entre estes na estrutura resultante. Uma distribuição irregular das fibras produzem regiões ricas em resina, causando heterogeneidade das propriedades mecânicas locais. Ondulações das fibras de um plano para fora deste resultam em um encolhimento da matriz ou cura não uniforme. Grandes vazios podem surgir devido à falta de resina durante as infusões ou ausência de uma rota de escape para bolhas de ar no centro de estruturas mais espessas. Aliás, neste tipo de estrutura, uma temperatura de cura uniforme é difícil de obter, resultando em regiões onde a matriz encontra-se subcurada ou sobrecurada. Outros erros resultantes da intervenção humana na fabricação de compósitos são: variação na espessura das camadas, presença de corpos contaminantes (inclusões) e erros de orientação das camadas.

Os defeitos que surgem devido ao uso podem ser resultado de eventos localizados/discretos ou distribuídos/globais ao longo da toda a estrutura. Danos discretos são frequentemente causados por impactos, resultando em trincas na matriz e delaminações, fratura das fibras e ondulações. Nas proximidades das juntas, a delaminação ocorre acompanhada de descolamento na região da interface. Danos globais provocados por variáveis operacionais podem ser potencializados pela presença de fluídos contaminantes, exposição a ciclos de trabalho em temperaturas elevadas (temperaturas de trabalho elevadas levam a degradação da matriz polimérica a nível molecular) e exposição à radiação ultravioleta (IBRAHIM, 2014).

A degradação do material compósito por fadiga consiste em uma característica típica, que difere do mesmo processo nos materiais metálicos. Nos compósitos em geral, a iniciação dos danos não está associada à plasticidade do material, mas sim às microtrincas que surgem

de maneira multidirecional na fase matriz. Posteriormente, tais danos, propagam-se provocando múltiplas falhas na interface fibra/matriz e, em seguida, no caso de compósitos laminados, descolamentos entre as camadas (delaminações) e finalmente a ruptura das próprias fibras (VASSILOPOULOS e KELLER, 2011)

Considerando, portanto, tais especificidades dos compósitos quanto aos diversos modos de falha possíveis (ruptura da matriz, delaminação, ruptura da fibra, descolamento entre fibra e matriz), várias abordagens analíticas são propostas na forma de modelos, resultantes de investigações feitas sobre ensaios estáticos e dinâmicos com estes materiais.

2.2.1. Fatores de Influência no Comportamento de Compósitos Laminados sob Fadiga

O processo da fadiga em compósitos como já visto no item anterior, pode ser descrito como um acúmulo sucessivo de danos internos e subsequente falha do material sob carregamentos cíclicos ou repetitivos. Porém, tanto o início do processo de danificação quanto a sua propagação, são afetados em função da composição do material (tipo de matriz e reforço, forma do reforço, particularidades da interface fibra/resina, características do laminado) e fatores relacionados com a carga aplicada (tipo de carga, amplitude, histórico e frequência) (ANCELOTTI, 2011).

- **Influência devido à composição do material**

De uma forma geral, a resistência à fadiga do material está intimamente relacionada à resistência mecânica da fase reforço, e em especial quanto aos reforços fibrosos, do tipo de material do qual a fibra é derivado. Assim, compósitos reforçados com fibras de carbono, tem em geral, limite de resistência à fadiga maior do que compósitos reforçados com fibra de vidro, devido às propriedades mecânicas superiores da fibra de carbono em relação à fibra de vidro. Quanto à matriz, e no caso específico de matrizes poliméricas, um melhor comportamento em fadiga do compósito será resultado de maiores índices de tenacidade à fratura ou resistência à propagação de microtrincas do polímero (BATHIAS, 2006).

Quanto ao tipo de reforço, fibras contínuas ou longas trazem resultados superiores na resistência à fadiga do compósito, sobre as fibras curtas e picadas, pois neste caso, além da solicitação aplicada incidir de maneira mais intensa sobre a matriz, que possui capacidade inferior à fibra em suportar tais esforços (tal situação pode levar ao rompimento prematuro da

matriz sem mesmo que haja dano algum relacionado à fibra), há também grande concentração de tensões de cisalhamento nas pontas das fibras enfraquecendo a interface fibra/matriz.

Quanto à orientação das fibras, nota-se um comportamento superior dos compósitos unidirecionais (fibras dispostas em uma única direção) em comparação aos compósitos bidirecionais (fibras dispostas em duas direções) em relação à resistência à fadiga.

A influência da matriz no comportamento do compósito foi avaliada por Zhang e Hartwig (2002) em condições de carga tração-tração mostrando a importância da característica ductilidade e flexibilidade desta na potencialização da resistência à fadiga do compósito.

Daniel (1994) e Vassilopoulos e Keller (2011) ressaltam que a compatibilidade quanto à adesão entre a fibra e matriz (região denominada interface fibra/matriz) é igualmente importante no comportamento do compósito quando submetido a cargas cíclicas. Donadon *et al.* (2009) propõem um modelo para predição da vida em fadiga de compósitos laminados baseado, entre outros fatores, na propagação de falhas entre as fibras (IFF).

- **Influência devido a fatores relacionados à carga aplicada**

Em compósitos laminados, o mecanismo de acúmulo de dano em fadiga sofre modificações em função da amplitude das cargas cíclicas aplicadas, dificultando imensamente o estudo quando o material está sendo submetido a espectros de carga com amplitude variável (DANIEL e CHAREWICZ, 1986).

Rotem (1993) realizou estudos específicos para avaliar os impactos que variações no tipo de carregamento fariam em ensaios de fadiga em compósitos. Concluiu que a condição C-C (compressão-compressão) é mais severa que a T-T (tração-tração) e mais também que a condição T-C (tração-compressão).

Quanto ao impacto da variação da frequência de ensaio na vida em fadiga de materiais compósitos, os resultados apresentados são bem contraditórios (STINCHCOMB *et al.*, 1975; ROTEM, 1993; BARROM *et al.*, 2001). Porém, em geral, pode-se concluir que a vida em fadiga das amostras ensaiadas aumenta proporcionalmente a medida de frequência utilizada, desde que tal excitação não produza dissipação de calor excessiva predispondo a ocorrência da falha (ANCELOTTI, 2011). Ellyin e Kujawski (1992) concluíram que a variação na frequência é ainda mais impactante em compósitos laminados menos rígidos (com resposta dependente das características da matriz), devido a maior geração de calor internamente.

2.2.2. Fadiga e o Acúmulo de Dano em Compósitos Bidirecionais

Segundo Wróbel, Stabik e Rojek (2008), em polímeros e compósitos de matriz polimérica sujeitos à degradação de suas propriedades quando em uso (fadiga), é possível que tal degradação interna tenha início sem que alterações externas sejam percebidas. Vassilopoulos e Keller (2011) descrevem tal degradação como o acúmulo contínuo de danos causados por diferentes mecanismos que inicialmente atuam isoladamente, mas que no decorrer do processo passam a interagir e culminam por levar o material à falha.

Segundo Degrieck (2001), as características de anisotropia e heterogeneidade dos materiais compósitos constituem um agravante em termos de complexidade da análise destes materiais quanto ao seu comportamento em fadiga. Essa particularidade é ainda potencializada em relação aos compósitos bidirecionais quando comparados aos compósitos unidirecionais.

A grande variedade de configurações a que este material está sujeito em relação à sua própria constituição, faz com que seja extremamente difícil a elaboração de um modelo de análise de fadiga capaz de prever o comportamento de qualquer compósito sob carregamentos dinâmicos (VASSILOPOULOS e KELLER, 2011).

Daniel (2011) faz uma revisão bibliográfica detalhada sobre os modelos encontrados até o momento, ressaltando a dificuldade na modelagem do fenômeno de fadiga em compósitos, devido ao fato de os mecanismos de falha existirem desde o nível atômico, passando pelo nível micromecânico e laminar. Também citou a falta de rigor em muitos casos, com simplificações excessivas e que acabam por descaracterizar o evento real que está sendo modelado.

Sendeckyj (2011) divide os modelos para análise de fadiga em compósitos em três grupos, a saber:

- Modelos de curvas SN: são modelos que não se baseiam em mecanismos físicos de degradação do material, mas sim nas curvas de tensão x número de ciclos para a falha em associação com algum critério de falha para compósitos.
- Modelos Fenomenológicos: são modelos que igualmente não consideram informação sobre o fator ou mecanismo do dano, mas na degradação de propriedades como rigidez e resistência residual do material para estimar indiretamente o estado de danificação do material.
- Modelos de Dano Progressivo: tais modelos buscam analisar os reais mecanismos de dano atuando no material durante o processo de fadiga. Consideram uma ou mais

variáveis passíveis de medição, como densidade de trincas, dimensão das delaminações, entre outros.

A seguir, algumas considerações são feitas em relação aos modelos citados anteriormente para análise de fadiga em compósitos:

- **Modelos de Curvas SN (*Stress-Number of Cycles*)**

Qualquer material pode ter seu comportamento em fadiga descrito através das curvas SN que relacionam tensão com o número de ciclos em que ocorreu a falha por fadiga. Tais curvas, são obtidas, ensaiando o material sob amplitude de tensão constante, durante o número de ciclos necessários para que ocorra o colapso do mesmo. A Figura 2.11 mostra o comportamento em fadiga de vários materiais, inclusive alguns compósitos unidirecionais.

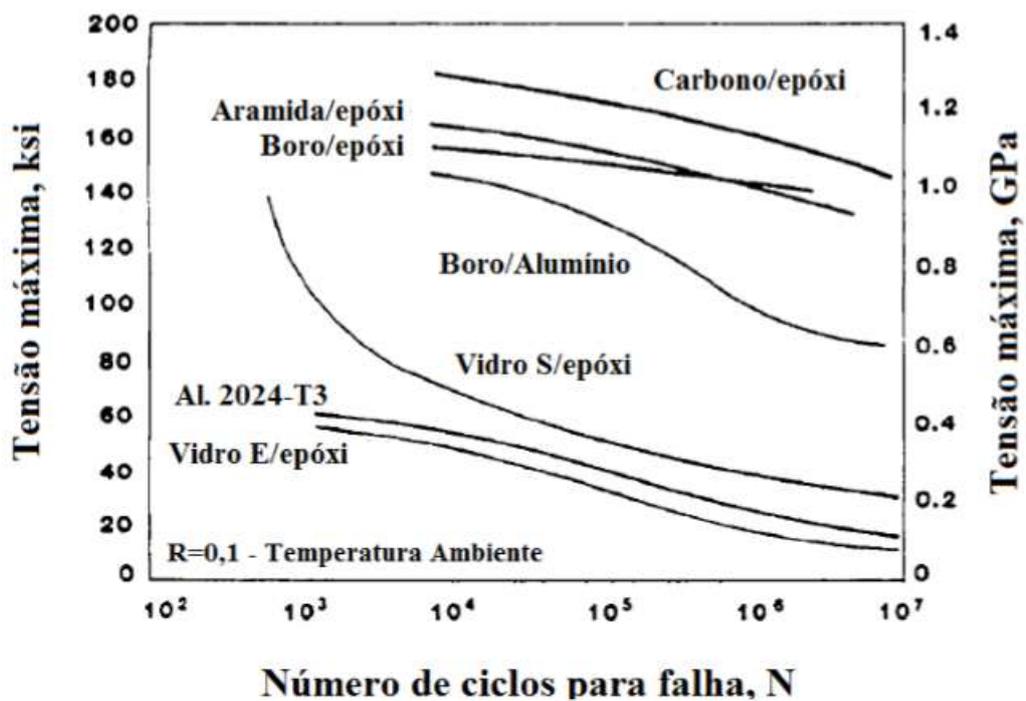


Figura 2.11: Curvas SN típicas para compósitos unidirecionais e liga de alumínio

Fonte: Ancelotti (2011)

É usual apresentar a informação em relação à tensão máxima de fadiga normalizada em relação a tensão estática média. Para isso, basta dividir os valores da tensão máxima de fadiga pelo valor da tensão estática média, sendo encontrados genericamente para ciclos tensão-tensão, valores de tensão máxima de fadiga normalizada que oscilam entre 0,4 e 0,9 para compósitos laminados (BATHIAS, 2006).

Schijve (2004) relata que para ciclos de fadiga superiores a 100.000 os compósitos tendem a manter constantes os níveis de tensão máxima de fadiga, culminando em uma falha catastrófica. Os metais apresentam um comportamento diferente, decrescendo substancialmente esse valor, à medida que a propagação da trinca inicial avança.

A metodologia para se estimar as curvas SN baseado em aplicação de cargas com amplitudes constantes é demonstrada na Figura 2.12, onde três diferentes ensaios estão representados, com diferentes tensões máximas aplicadas, resultando em diferentes números de ciclos até a falha ocorrer. Uma interpolação entre os resultados de vida máxima em fadiga foi realizada, produzindo a curva SN propriamente dita.

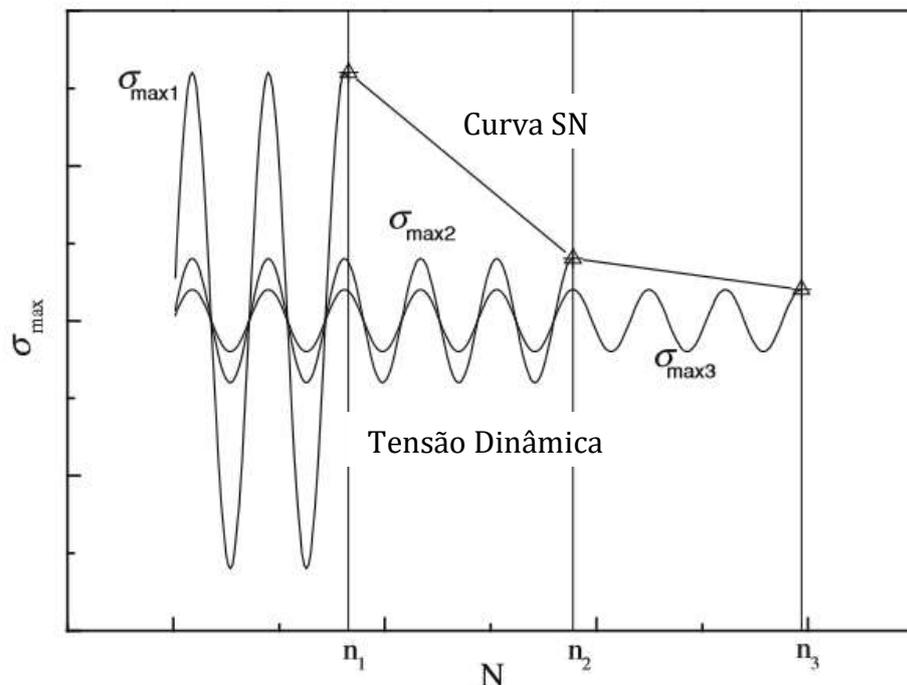


Figura 2.12: Representação esquemática da construção de uma curva SN

Fonte: Adaptado de Vassilopoulos e Keller (2011)

• Modelos Fenomenológicos

Os modelos fenomenológicos preocupam-se em verificar a degradação de propriedades como rigidez e/ou resistência residual do material para estimar indiretamente o estado de danificação do material em função de um critério de falha pré-estabelecido. Donadon *et al.* (2009) subdividem tais modelos em duas categorias: modelos com critérios interativos e não-interativos. Na primeira categoria, os modos de falha são considerados distintos e sem influência uns sobre os outros. Já na segunda categoria é presumida a

influência entre dois ou mais mecanismos de falha e o modelo descreve uma região de interação entre tais mecanismos onde a falha deve acontecer com certeza. São os chamados envelopes de falha, como propostos por Tsai e Wu (1971), Azzi e Tsai (1965), e outros que tomaram estes como base e introduziram algumas modificações.

Liu e Lessard (1993) propuseram a partir da observação da degradação do módulo de elasticidade e da resistência mecânica, uma abordagem para a previsão de perda de rigidez, para compósitos laminados fibra de vidro/epóxi e carbono/epóxi sujeitos a cargas dinâmicas tensão-tensão.

Huston (1994), utilizando em seus experimentos o modelo proposto por Sendechyj para resistência residual e o modelo de Whitworth para a rigidez residual, ressaltou a vantagem do segundo sobre o primeiro em relação à análise de fadiga em compósitos unidirecionais carbono/epóxi pelo fato de ser um modelo não destrutivo.

Adam (1986) propõe a caracterização do material quanto à fadiga através das curvas de tensão residual em função do número de ciclos de aplicação da carga. Para tanto, submeteu as amostras a certo número de ciclos de fadiga sob parâmetros de amplitude e razão de carga pré-definidos; em seguida, aplicou o ensaio estático de tração até a ruptura do material, sendo a nova tensão máxima obtida, denominada tensão residual. Indicou que os valores de tensão residual diminuem em função do aumento na tensão máxima aplicada durante o processo de fadiga e também com o aumento do número de ciclos em fadiga.

Pinter (2006) apresenta os parâmetros dinâmicos de um sólido viscoelástico (módulo secante e dinâmico), calculados em função da inclinação da curva tensão-deformação obtida em um ensaio de histerese, como indicadores do processo de acúmulo de danos internos e efeitos viscoelásticos do material (Figura 2.13).

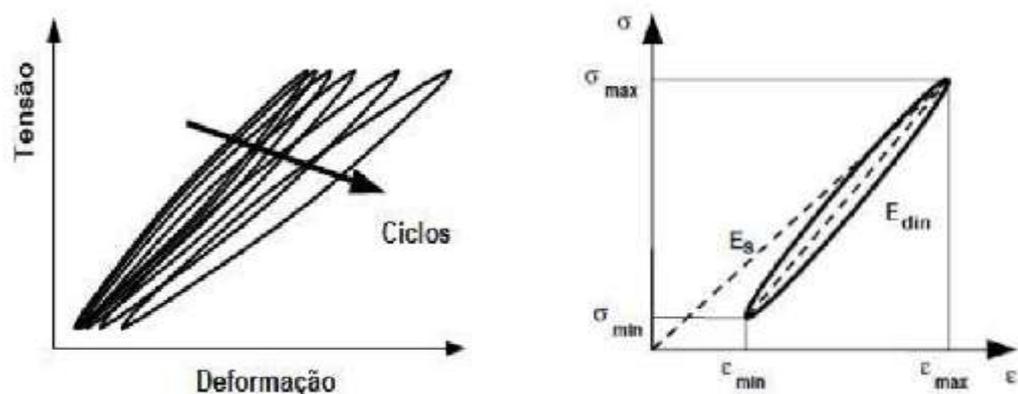


Figura 2.13: Curvas de histerese em fadiga e representação gráfica do módulo secante (E_s) e dinâmico (E_{din}). Fonte: Ancelotti (2011).

A área sob a curva pode ser interpretada como o trabalho mecânico absorvido irreversivelmente pelo material durante o processo de carregamento e descarregamento (histerese). Isso significa a diferença entre o trabalho total de deformação durante o carregamento e o trabalho total de deformação no descarregamento.

A variação do módulo secante (E_s) é resultado do acúmulo de danos no interior do material, associado a efeitos viscoelásticos, enquanto que a variação no módulo dinâmico (E_{din}), descreve a influência do processo de danificação do material e a resposta elástica do material (instantânea). Matematicamente, pode-se expressar os módulos E_s e E_{din} , através das equações 2.19 e 2.20, sendo $\sigma_{máx}$ e $\sigma_{mín}$ as tensões máxima e mínima em fadiga, respectivamente, e $\varepsilon_{máx}$ e $\varepsilon_{mín}$ as deformações máxima e mínima em fadiga. O dano acumulado (D) pode então ser expresso em função da variação do módulo secante (E_s) conforme a equação 2.21, onde ES_i e ES_f referem-se aos valores dos módulos secante inicial e final apresentado pelo material respectivamente.

$$E_s = \frac{\sigma_{máx}}{\varepsilon_{máx}} \quad (2.19)$$

$$E_{din} = \left| \frac{\sigma_{máx} - \sigma_{mín}}{\varepsilon_{máx} - \varepsilon_{mín}} \right| \quad (2.20)$$

$$D = 1 - \frac{ES_f}{ES_i} \quad (2.21)$$

• Modelos de Dano Progressivo

Os modelos que se propõem a analisar os materiais compósitos em condição de fadiga considerando e quantificando os reais mecanismos de danificação atuando no material, são chamados de modelos de Dano Progressivo.

Harris (2003) e Vassilopoulos e Keller (2011) apresentam o esquema de evolução do dano em compósitos poliméricos reforçados com fibras longas laminados bidirecionais, conforme a Figura 2.14. Conforme o processo de acúmulo de dano avança, nota-se primeiramente o surgimento de trincas transversais nos cabos que formam a urdidura do laminado (A), cisalhamento de cabos que formam a trama do laminado (B), trincas nas

regiões ricas em resina (C), delaminações nas regiões de entrelaçamento trama/urdume (D) e falha por tração de cabos da trama (E), culminando na ruptura do material.

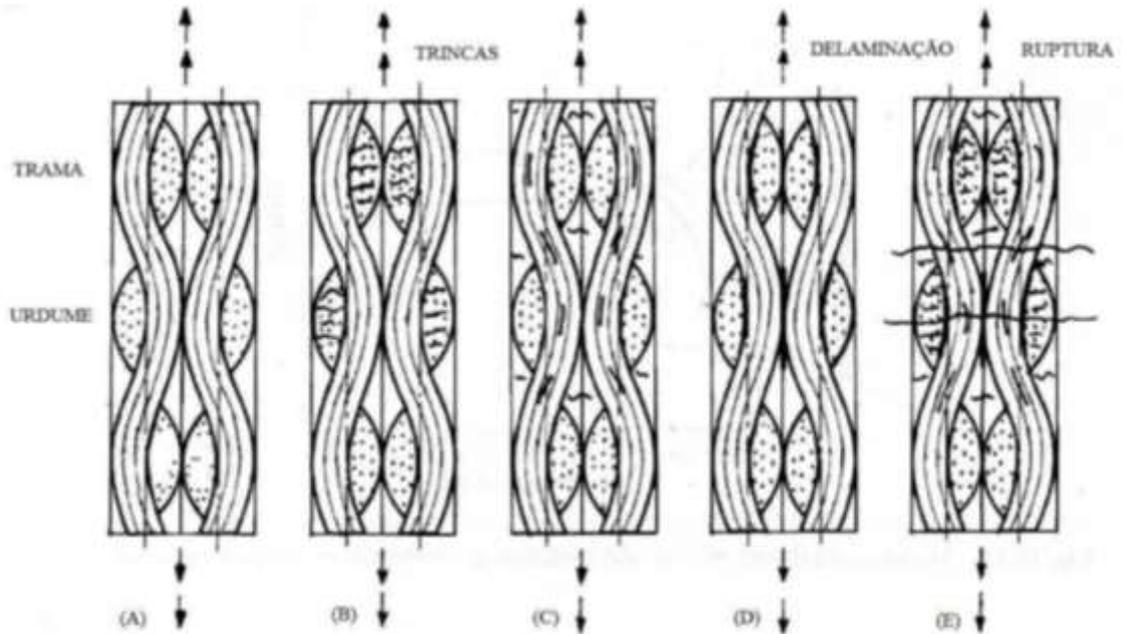


Figura 2.14: Sequencia evolutiva de danos em compósitos laminados bidirecionais

Fonte: Adaptado de Harris (2003)

O efeito do acúmulo de danos nos materiais compósitos e em especial dos laminados bidirecionais, é resultado de uma superposição de modos de falha durante o processo de fadiga. Um estudo comparativo entre compósitos laminados carbono/epóxi unidirecionais e bidirecionais feito por Curtis e Moore (1985) considerando várias configurações do laminado, demonstrou que na condição estática sob tensões de tração, os laminados unidirecionais são 16% mais resistentes do que os laminados bidirecionais ($0^\circ/90^\circ$). Em condições de fadiga, os ensaios demonstraram redução na vida em fadiga das amostras bidirecionais frente às unidirecionais.

Donadon *et al.* (2009) explicam que tal metodologia tem potencial para prever diferentes modos de falha como trincas na matriz, delaminação e fratura nas fibras. Os autores propõem então um modelo que combina critérios de falha, dano mecânico e mecânica da fratura em um contexto unificado de energia de deformação para prever o início e a propagação de falhas interfibras (IFF) chamado Mecânica do Dano Contínuo. Nessa linha de desenvolvimento do modelo, variáveis termodinâmicas internas associadas ao dano são definidas para quantificar a concentração do dano associada com cada modo de falha e prever a redução da rigidez do material durante o processo de fratura. Em artigo posterior - Donadon

et al. (2012) - os autores, após uma nova revisão sobre vários modelos existentes, alertam para a falta de sucesso em considerar a fadiga modelando o fenômeno através do modo de falha por delaminação com base em um critério de tensão para determinar o início e a propagação do dano. Citam também o problema relacionado com a simulação numérica aplicada em modelos desse tipo, baseados em critérios de tensão para determinar o início da falha que são muito dependentes da malha utilizada e/ou consomem muitos recursos computacionais. Também mencionam que a maioria dos modelos encontrados na literatura estão focados em predição estática da delaminação. Os autores apresentam novamente o modelo matemático baseado na Mecânica do Dano Contínuo composto por vários critérios de falha para prever dano interlaminar em compósitos (delaminação).

Kennedy, Ó Brádaigh e Leen (2000) introduzem um fator chamado “fratura interfibra” dando ênfase no surgimento e propagação das micro trincas que surgem na matriz no início do processo de fadiga. Utilizam três mecanismos de falha na modelagem: micro trincas na matriz (paralelas às fibras); delaminações (na interface entre as camadas); trincas na matriz (perpendiculares às fibras), combinando dessa forma a abordagem proposta por Puck com a abordagem do Dano Contínuo.

Xiong e Sheno (2004), através de um levantamento sobre o desenvolvimento dos métodos para estudo de fadiga em compósitos, afirmam que atualmente a melhor forma de descrever a fadiga em compósitos é através da junção da abordagem fenomenológica com os conceitos da mecânica do dano contínuo. Dividem o processo de dano por fadiga em dois estágios: formação do dano e propagação do dano e descrevem como sendo quatro os estágios de desenvolvimento da falha por fadiga em compósitos laminados – micro trincas na matriz na direção das fibras, união destas micro trincas causando descolamento das camadas, aumento das delaminações (coalescência) e finalmente rompimento das fibras.

Song e Otani (1997), utilizando dados experimentais sobre fadiga de baixo ciclo ($N < 10^3$ ciclos) em laminados *cross-ply*, inferiram danos relacionados com o descolamento na região da interface fibra/matriz. O crescimento destes descolamentos dá origem às trincas transversais e finalmente a delaminação entre as camadas. Observaram também que os micro danos que mais se associam com falha por fadiga em compósitos laminados (0/90°) são: trincas transversais juntamente com descolamento fibra/matriz na camada 90°; delaminação entre as camadas 0°/90° e fratura da fibra na camada 0°.

2.3. Caracterização Experimental de Fadiga em Compósitos Laminados Bidirecionais

A natureza anisotrópica ou em alguns casos ortotrópica de compósitos laminados faz com que sua caracterização experimental seja uma tarefa complicada. De maneira geral, suas propriedades mecânicas são variáveis, em função da orientação do carregamento em regime estático de aplicação da carga. Um grande número de parâmetros pode afetar tais propriedades tais como já citados em seções anteriores, que definitivamente colocam tais materiais em um nível superior de dificuldade de caracterização e posterior tentativa de previsão de seu comportamento em aplicações estruturais (VASSILOPOULOS e KELLER, 2011).

Porém, quando se considera condições envolvendo carregamentos dinâmicos, a situação se torna ainda mais complexa, pois as propriedades mecânicas dos compósitos se alteram conforme o número de ciclos aumenta. Considerando que tal variação normalmente é uma degradação das propriedades mecânicas e regida por relações não-lineares em função do número de ciclos, percebe-se realmente a grande dificuldade na aplicação destes materiais de maneira segura, sem ter de recorrer à coeficientes de segurança elevados.

Essa dificuldade em modelar com precisão o processo de acúmulo de dano no material compósito devido às suas características de heterogeneidade e iso/ortotropia e também devido à variação de propriedades intrínsecas durante o processo, fez com que a análise do problema do ponto de vista experimental tomasse grande importância na busca por respostas à questão.

2.3.1. Ensaios Destrutivos e Não Destrutivos

Os Ensaios Destrutivos (ED) tem como premissa básica, a destruição parcial ou total do material em análise quando o ensaio é realizado. Tais ensaios são conhecidos e praticados a várias dezenas de anos como forma de caracterização dos materiais. Dentre eles, pode-se citar os ensaios estáticos, ou melhor dizendo, quase-estáticos, de tração, compressão e cisalhamento que quando associados a critérios de falha pré-determinados, permitem a previsão das tensões máximas do material compósito nas várias direções de carregamento.

Vários são os critérios de falha descritos na bibliografia especializada, como o Critério da Tensão Máxima e da Deformação Máxima (JONES, 1999), o Critério de Tsai-Hill (HILL, 1948), O Critério de Hoffman (MENDONÇA, 2005) e o Critério de Tsai-Wu (TSAI e WU, 1971), entre outros que permitem estabelecer os limites de falha do compósito tomando

como base resultados de tensões ou deformações nas direções principais do material obtidos em ensaios uniaxiais de tração ou compressão destrutivos.

Apesar de os valores obtidos não poderem ser extrapolados para situações em que o material estiver sob a ação de cargas dinâmicas, os dados obtidos nos ensaios estáticos destrutivos, principalmente informações sobre o módulo de elasticidade nas direções principais, e tensões máximas são úteis na elaboração das curvas tensão/número de ciclos para falha (SN), quando se deseja apresentar os valores normalizados.

Os ensaios estáticos destrutivos de tração são igualmente úteis no contexto dos carregamentos dinâmicos, quando se deseja analisar o fenômeno de acúmulo de dano por fadiga tomando como parâmetro a tensão residual do material. Nesse caso, a medida de tensão máxima (de ruptura) pós-ciclagem deve ser realizada através de um ensaio estático de tração.

Ibrahim (2014) infere que recentemente, devido a crescente aplicação dos materiais compósitos em áreas cuja integridade do material é prioridade do projeto, a habilidade de inspecionar e caracterizar o material em seus diversos estados de degradação tornou-se vital para a plena utilização das características apresentadas pelo material sem colocar em risco a segurança dos usuários. Para tanto, os ensaios não destrutivos têm protagonizado importante papel tanto em proporcionar confiança no desempenho das estruturas como projetadas como também em detectar defeitos de fabricação e danos ocorridos pelo uso indicando necessidade de manutenção ou reparo.

Vassilopoulos e Keller (2011) apresentam como conclusão, depois de extensa revisão bibliográfica, que, em geral, o modo de falha sob fadiga para compósitos laminados multidirecionais, além de depender substancialmente da sequência de carregamento e do tipo de carga aplicada, será similar ao modo de falha quando sujeito a cargas estáticas correspondentes. Relatam que inúmeras técnicas têm sido desenvolvidas e aplicadas com sucesso em compósitos laminados, na tentativa de identificar e quantificar os modos de falha (microtrincas, delaminações, falhas na interface fibra/matriz, fratura de fibras) que surgem na condição de fadiga. Tais técnicas podem ser utilizadas para análise do modo de falha de maneira específica, identificando-o e até mesmo quantificando-o, ou então podem ser utilizados para verificar propriedades do laminado que passam por alterações à medida que os danos vão surgindo e se acumulando.

Kim e Liaw (1998) apresentam as técnicas não destrutivas utilizadas para tal finalidade, acrescentando a capacidade de resolução atingida por cada uma delas em relação às microestruturas ou defeitos e suas dimensões lineares; ressaltam a importância de quatro métodos, aplicando-os em compósitos cerâmica/SiC (Nicalon®): Ultrassom; Raio X;

Tomografia e Emissão Acústica. Ainda, em relação às técnicas não destrutivas, Vassilopoulos e Keller (2011) ressaltam as seguintes como usuais para detecção e propagação do dano em compósitos por fadiga: Raio X; Emissão Acústica; Líquido Penetrante e Ultrassom. Wróbel *et al.* (2008) apresentam em seu trabalho, dois métodos comparando-os e concluindo a viabilidade de ambos na análise de danos causados por fadiga em compósitos laminados: Ultrassom e Termografia.

Lim e Cao (2013) utilizam um método não destrutivo chamado de Velocidade do Pulso Ultrassônico para avaliar a condição de uma liga de concreto. O teste usa um pulso ultrassônico para gerar uma onda de compressão através do elemento que está sendo analisado. Segundo os autores, anomalias ou rachaduras presentes, fazem com que a velocidade de propagação diminua, e danos maiores como delaminações provoquem um amortecimento no sinal com diminuição da amplitude do sinal.

Dwivedi *et al.* (2018), após revisão literária dos diversos métodos não destrutivos para avaliação de materiais compostos utilizados na indústria aeroespacial, na indústria de transformação e na de construção civil, mostram que nenhum método de teste não destrutivo é capaz de fornecer, sozinho, resultados suficientes sobre a caracterização de defeitos em materiais compósitos porque eles têm suas próprias limitações. Assim, a combinação de duas ou mais técnicas deve ser usada para obter melhor resultado e aumentar a eficácia da investigação. Em especial, destacam, seja pela facilidade de uso, elevada mobilidade, e veracidade dos resultados apresentados, os métodos baseados em ultrassom. Tais métodos podem ser utilizados para detectar o tamanho, formato e localização dos defeitos e identificar discontinuidades no material. Porém, existe outra aplicação para a técnica baseada em ultrassom, relacionada à análise de um compósito laminado sujeito à fadiga: determinação da variação das propriedades elásticas, tais como o módulo de elasticidades, em função da medição da velocidade de propagação da onda ultrassônica no material. Este efeito será descrito de maneira mais detalhada no próximo item.

2.3.2. Ultrassom

A técnica não destrutiva ultrassônica de análise de danos está baseada na propagação de uma onda ou um feixe sônico de alta frequência (acima de 20 kHz) pelo material que deve ser inspecionado, com o objetivo de detectar discontinuidades superficiais ou internas sem afetar a usabilidade ou funcionalidade da peça em análise. Como tais ondas são de natureza

mecânica, precisam de um meio material para se difundir, não se propagando, portanto, no vácuo.

Pode-se classificar as ondas mecânicas quanto à forma de propagação da seguinte maneira: longitudinais ou ondas de pressão (*P-wave*), quando o movimento oscilatório se dá na mesma direção de propagação da onda (Figura 2.15) e transversais ou de cisalhamento, quando esse movimento é perpendicular à direção de propagação da onda (Figura 2.16).

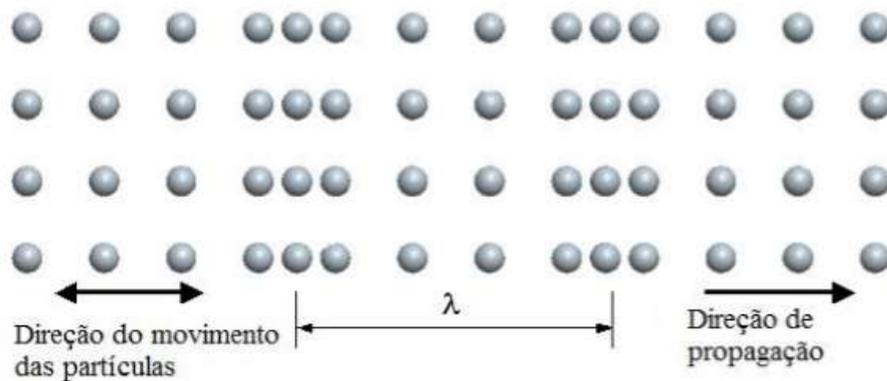


Figura 2.15: Características de propagação da onda longitudinal.

Fonte: Santos (2007).

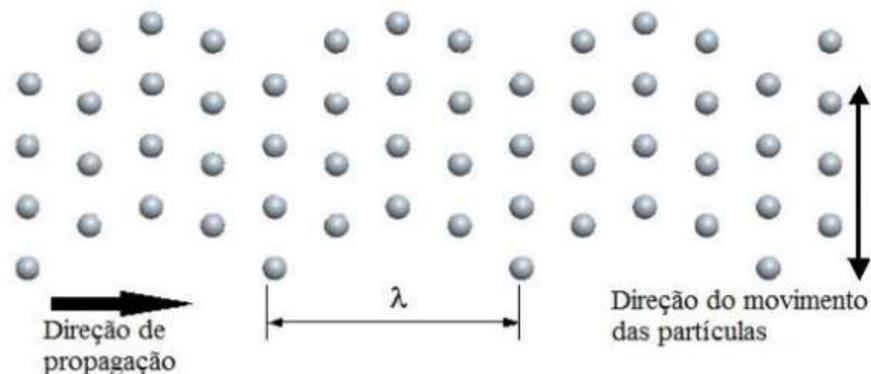


Figura 2.16: Características de propagação da onda transversal.

Fonte: Santos (2007).

Variações destas ondas podem ser encontradas, como as chamadas ondas de Rayleigh, ou ondas acústicas superficiais, que são ondas transversais que propagam na superfície do material, com profundidade de um comprimento de onda (Figura 2.17a); ondas de Lamb, que se propagam de maneira muito parecida com as ondas de Rayleigh, porém em meios de espessura reduzida, provocando uma dispersão do movimento oscilatório nas adjacências do sentido de propagação da onda (Figura 2.17b); ondas de Love, que consistem em ondas

cisalhantes polarizadas para que o sentido do movimento seja horizontal e carregadas com grande quantidade de energia (Figura 2.17c) (SANTOS, 2007).

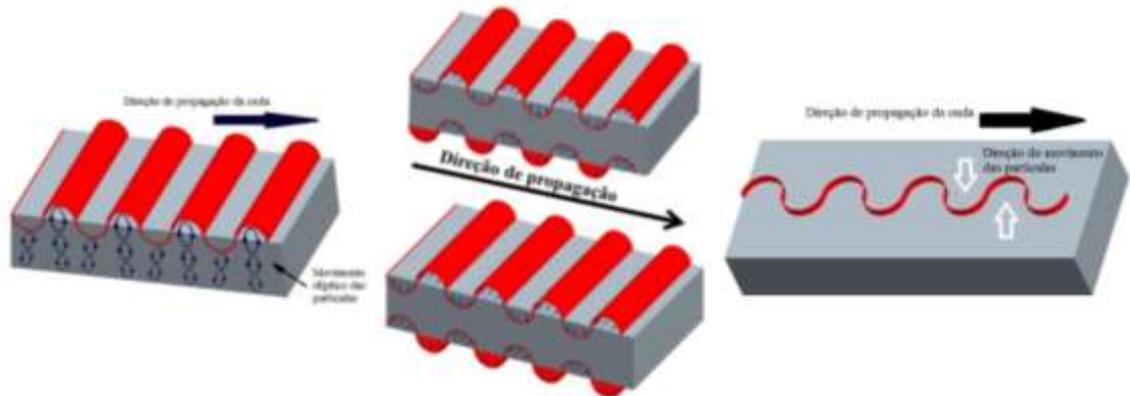


Figura 2.17a

Figura 2.17b

Figura 2.17c

Características de propagação: Figura 2.17a - Onda de Ryleigh; Figura 2.17b - Onda de Lamb; Figura 2.17c - Onda de Love. Fonte: Santos (2007).

Um aspecto muito importante na propagação de uma onda é o chamado comprimento de onda (λ), compreendendo, para a onda longitudinal, a distância entre duas posições consecutivas, ocupada pela partícula do meio excitada em condição de compressão ou rarefação (Figura 2.15). Para a onda transversal, o comprimento de onda pode ser definido como a distância entre dois picos ou vales consecutivos (Figura 2.16). A relação entre o comprimento de onda, a velocidade de propagação (v) e sua frequência (f) é dada pela equação 2.22:

$$\lambda = \frac{v}{f} \quad (2.22)$$

O uso do ultrassom como técnica de ensaio não destrutiva baseia-se no uso de um ou dois elementos de inspeção chamados sondas ou transdutores. Tais elementos podem ser divididos em duas classes distintas segundo Cochran (2006):

- a) Sondas para ondas longitudinais ou de compressão, que geram estímulos locais (pulso ultrassônico) com baixíssima movimentação de partículas na peça avaliada, na mesma orientação do feixe de ultrassom e em altas frequências.

- b) Sondas para ondas cisalhantes, que produzem estímulos locais com alta movimentação de partículas na peça testada e perpendiculares ao feixe de ultrassom.

Em ambos os casos, um pulso ultrassônico é transmitido pelo interior da peça e qualquer reflexão que retornar à sonda devido a um obstáculo encontrado ou um defeito pelo qual o feixe passar é detectada como um sinal elétrico a ser processado posteriormente.

Os resultados apresentados por um transdutor ultrassônico normalmente são mostrados como uma varredura de amplitude do sinal em função do tempo (A-scan). Como as ondas ultrassônicas propagam-se normalmente a velocidades constantes, então se pode considerar a amplitude da onda em função da distância percorrida e, caso o sensor seja movido em uma linha reta com os dados sendo registrados regularmente, uma representação dos vários sinais A-scan lado-a-lado podem ser apresentados pela variação de cores no brilho do monitor, de onde advém o termo B-scan. Caso o sensor seja movimentado em duas dimensões, então uma vista de topo da peça de teste pode ser demonstrada. Essa forma de apresentar os resultados é chamada de C-scan. Finalmente, uma outra forma de visualizar os dados, chamada de D-scan, é similar a C-scan, porém, com os dados tomados em um ângulo reto com o C-scan.

Um tipo especial de onda longitudinal e de interesse para o trabalho hora em curso é a chamada onda longitudinal criticamente refratada (L_{cr}). Essa onda se propaga na região sub-superficial do material propagando-se com profundidade de até dois comprimentos de onda, aproximadamente em relação à superfície (Figura 2.18) (FRAGA, 2007).

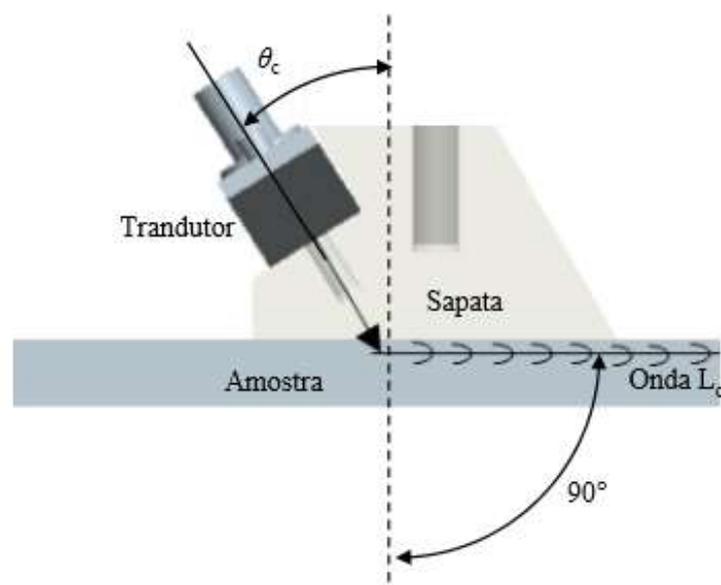


Figura 2.18: Características de propagação da onda longitudinal criticamente refratada.

Fonte: Pereira Júnior (2011).

Para que esta onda seja refratada em uma direção paralela à superfície, o feixe sônico incidente no material deve ter um ângulo de incidência igual ao primeiro ângulo crítico de refração dado pela lei de Snell (Equação 2.22).

$$\theta_c = \text{sen}^{-1} \left(\frac{v_{sap}}{v_{mat}} \right) \quad (2.22)$$

Em termos práticos, utiliza-se uma sapata de material acrílico (Polimetilmetacrilato - PMMA) para posicionamento dos transdutores (emissor e receptor). Os detalhes geométricos dessa sapata devem permitir ao feixe sônico, incidir em um ângulo tal que, considerando as velocidades de propagação do som na sapata (v_{sap}) e no material ensaiado (v_{mat}), o ângulo da onda refratada seja normal em relação ao eixo vertical.

Ondas ultrassônicas longitudinais propagam-se a velocidades superiores que as de cisalhamento, o que faz com que, considerando um mesmo valor de frequência, apresentem comprimentos de onda superiores também. Comprimentos de onda maiores são menos afetados por pequenos detalhes na peça, como defeitos ou a própria microestrutura do material. Isso significa que para uma dada frequência, ondas ultrassônicas longitudinais são menos sensíveis a pequenos defeitos em comparação às ondas ultrassônicas de cisalhamento, apesar de apresentarem maior penetração na peça.

Chaki *et al.* (2013) considerando as mais diversas aplicações alcançadas atualmente pelas ondas ultrassônicas L_{cr} no âmbito dos ensaios não destrutivos (caracterização de aspectos geométricos superficiais, detecção de defeitos subsuperficiais e medição de tensões residuais), apresentaram trabalho numérico e experimental para otimização do ângulo de incidência, de maneira a obter as máximas amplitudes de sinal da onda longitudinal percorrendo o material.

Utilizando amostras de aço e frequência de excitação de 2,25 MHz, relatam que os melhores resultados foram obtidos para ângulos de incidência em torno de 1° maior que o primeiro ângulo crítico. Através do estudo numérico puderam identificar os vários pulsos presentes no sinal A-Scan detectado (Figura 2.19).

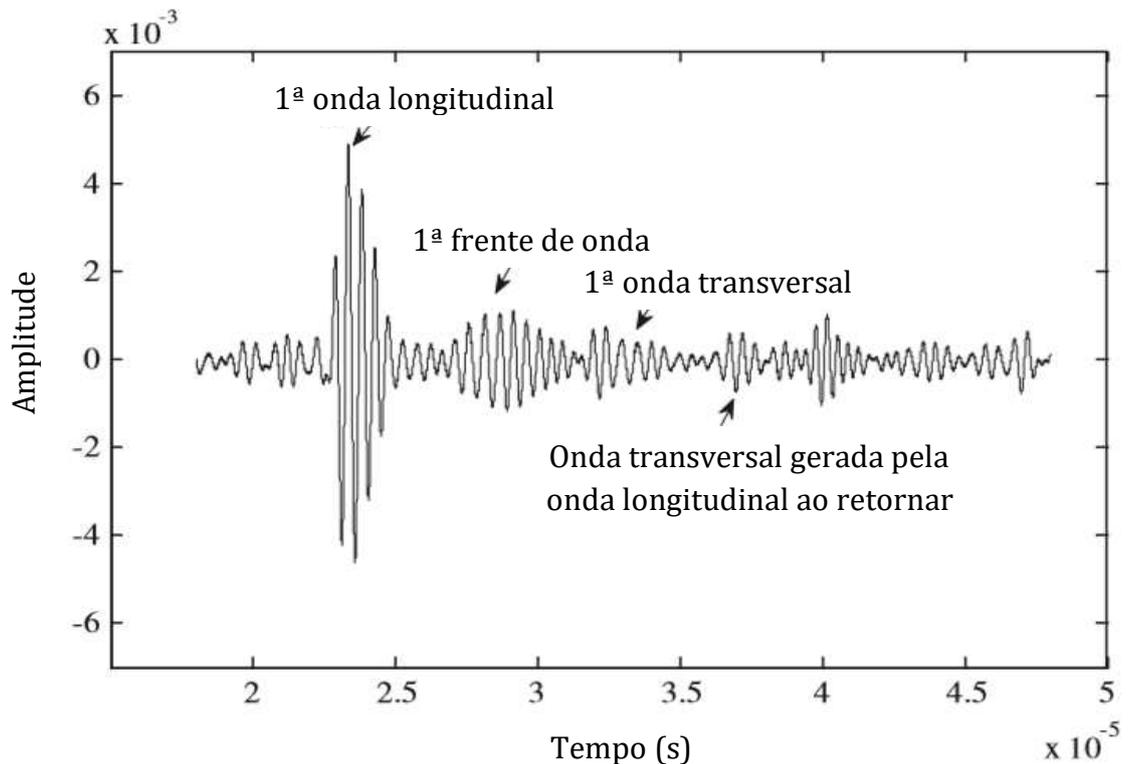


Figura 2.19: Sinal detectado de um pulso ultrassônico L_{cr} refratado em seu primeiro ângulo crítico.

Fonte: Chaki, Ke e Demouveau (2013).

Rojek *et al.* (2007) utilizaram o teste de velocidade do pulso ultrassônico para avaliar compósitos epóxi/fibra de vidro. Mostram a relação entre o grau de degradação da resistência causada pela fadiga e as mudanças nas características da onda ultrassônica, como a velocidade da onda e o coeficiente de amortecimento. Foi encontrada uma boa correlação entre a velocidade de propagação de ondas ultrassônicas e o grau de degradação de resistência de compósitos de epóxi-vidro causados por fadiga. Relatam a forte dependência entre a velocidade de propagação das ondas ultrassônicas e o número de ciclos de carga, com o decréscimo da velocidade de propagação conforme a aumento da carga.

Djerir *et al.* (2014), considerando o uso das ondas L_{cr} em vários domínios de avaliações não destrutivas e especialmente para medições de tensão residual, caracterizaram numericamente e experimentalmente o feixe ultrassônico criticamente refratado utilizando amostras de alumínio. Utilizando frequências de excitação do pulso da ordem de 1 MHz, observaram diminuições na amplitude da onda com um dado defeito detectado. Aferiram também, que a taxa de diminuição da amplitude estava associada ao aumento da profundidade do defeito.

2.3.3. Acustoelasticidade

O uso do efeito acustoelástico para avaliação do estado de tensão em materiais isotrópicos e homogêneos como ligas metálicas está bem estabelecido sendo definido por Bray e Stanley (1997) e Chilla *et al.* (2001) como a variação nas velocidades de propagação de ondas elásticas em um meio sólido em função das tensões e deformações existentes no material naquele momento. Este fenômeno é a base para medição de tensões utilizando ondas ultrassônicas. Diferentes tipos de ondas têm sido utilizados como ondas cisalhantes, ondas de Lamb, ondas de Rayleigh e ondas longitudinais criticamente refratadas com bons resultados.

Hughes e Kelly (1953) apresentaram as relações entre velocidade de onda e deformação em diferentes direções para um sólido isotrópico e homogêneo. As equações 2.24, 2.25 e 2.26, demonstram tais relações para a direção de propagação ortogonal 1.

$$\rho^0 v_{11}^2 = \lambda + 2\mu + (\lambda + 2l)\theta + (4\lambda + 10\mu + 4m)\varepsilon_1 \quad (2.24)$$

$$\rho^0 v_{12}^2 = \mu + (\lambda + m)\theta + 4\mu\varepsilon_1 + 2\mu\varepsilon_2 - \frac{1}{2}n\varepsilon_3 \quad (2.25)$$

$$\rho^0 v_{13}^2 = \mu + (\lambda + m)\theta + 4\mu\varepsilon_1 + 2\mu\varepsilon_3 - \frac{1}{2}n\varepsilon_2 \quad (2.26)$$

$$\theta = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 \quad (2.27)$$

Nas equações 2.24 a 2.27, λ e μ são as constantes elásticas de segunda ordem (constantes de Lamé), l , m e n são constantes de terceira ordem (constantes de Murnaghan). O primeiro índice do subscrito para a velocidade da onda v refere-se a direção de propagação da onda, e o segundo índice refere-se à direção de polarização da onda (direção do movimento das partículas ou do campo de tensões). ρ^0 refere-se à massa específica do material no estado livre de tensões, e ε a deformação ao longo do eixo ortogonal indicado pelo índice.

Considerando o material elástico e ortotrópico, as equações de velocidade para a onda plana se deslocando na direção 1 do sistema de coordenadas ortogonais são descritas conforme as Equações 2.28 a 2.30 (PAO *et al.*, 1984):

$$\rho^0 v_{11}^2 = C_{11} + (4C_{11} + C_{111})\varepsilon_{11} + C_{112}\varepsilon_{22} + C_{113}\varepsilon_{33} + T_{11} \quad (2.28)$$

$$\rho^0 v_{12}^2 = C_{66} + (2C_{66} + C_{661})\varepsilon_{11} + (2C_{66} + C_{662})\varepsilon_{22} + C_{663}\varepsilon_{33} + T_{11} \quad (2.29)$$

$$\rho^0 v_{13}^2 = C_{55} + (2C_{55} + C_{551})\varepsilon_{11} + C_{552}\varepsilon_{22} + (2C_{55} + C_{553})\varepsilon_{33} + T_{11} \quad (2.30)$$

Nas equações 2.28 a 2.30, as constantes elásticas C_{xx} são de ordem 2 e as constantes elásticas C_{xxx} são de ordem 3. O termo T_{11} refere-se à tensão aplicada na direção 1.

Considerando um corpo elástico sob de ação de uma tensão uniaxial (direção 1), a variação de tensão nessa direção ($\Delta\sigma_1$) pode ser relacionada com a variação da velocidade (Δv) de uma onda elástica longitudinal se propagando também na direção 1 através da equação 2.31 (PEREIRA JÚNIOR, 2011):

$$\Delta\sigma_1 = \frac{E_1 \cdot \left(\frac{\Delta v_{11}}{v_{11}}\right)}{L_{11}^1} \quad (2.31)$$

Porém, a variação da velocidade indicada, pode ser relacionada com a variação do tempo de percurso da onda, caso a distância percorrida pela onda ultrassônica não se altere (equação 2.32) (JOSEPH *et al.*, 2014).

$$\Delta\sigma_1 = \frac{E_1 \cdot \left(\frac{\Delta t}{t_0}\right)}{L_{11}^1} \quad (2.32)$$

Na equação 2.32, E_1 é o módulo de elasticidade do material na direção 1, t_0 o tempo de percurso da onda no corpo sem tensão e L_{11}^1 é a constante acustoelástica do material para a tensão sendo aplicada na direção 1 e a onda longitudinal se propagando na direção 1.

Para ondas L_{cr} , Santos e Bray (2000) salientam que o tempo total de percurso da onda inclui o tempo que a onda transita no interior da sapata, independentemente de a amostra analisada estar tensionada ou não. Porém, as alterações no tempo causadas pela variação de tensão estão relacionadas apenas à distância percorrida na amostra d e a velocidade da onda também na amostra v_a conforme a equação 2.33.

$$t_0 = \frac{d}{v_a} \quad (2.33)$$

De acordo com Pereira Júnior, (2015), a equação da constante acustoelástica L_{11}^1 para materiais ortotrópicos e transversalmente isotrópicos pode ser escrita em função de constantes

elásticas de segunda ordem (C_{11} , C_{12} e C_{13}) e terceira ordem (C_{111} , C_{112} e C_{113}) e os coeficientes de Poisson ν_{12} e ν_{13} como indicados na equação 2.34:

$$L_{11}^1 = \frac{5C_{11} + C_{111} - (C_{12} + C_{112})\nu_{12} - (C_{13} + C_{113})\nu_{13}}{2C_{11}} \quad (2.34)$$

Egle e Bray (1976) investigaram a sensibilidade das ondas ultra-sônicas em relação ao estado de tensão em barras de aço perlítico sob cargas de tração e compressão e descobriram que a onda longitudinal exibia a maior sensibilidade ao estresse dentre todas as ondas ultrassônicas.

Bray e Junghans (1995) demonstraram que a profundidade da penetração da onda L_{CR} é uma função da frequência de excitação, sendo possível avaliar a distribuição das tensões através da seção transversal.

Santos e Bray (2002) compararam o uso de ondas ultrassônicas cisalhantes e longitudinais na avaliação de tensões residuais de uma barra de aço, concluindo que apesar de ambas poderem ser utilizadas para tal finalidade, as ondas longitudinais criticamente refratadas apresentaram menor dispersão nos resultados medidos.

Fraga *et al.* (2008) avaliando a variação de tensão em amostras de aço API 5L X70 por meio de ondas ultrassônicas longitudinais criticamente refratadas, concluíram ser relevante a influência da temperatura nos resultados obtidos. Apresentaram o valor para a correlação tempo de percurso da onda e temperatura da ordem de 1,59 ns/°C o que equivaleria a 64 MPa/°C.

Lillamand *et al.* (2010) estudaram o comportamento acustoelástico de amostras de concreto sob carga de compressão. Os autores obtiveram as constantes acustoelásticas medindo a variação da velocidade das ondas longitudinais e de cisalhamento ultrassônicas devido ao carregamento aplicado às amostras. Valores diferentes da constante acustoelástica foram encontrados dependendo do tipo de onda e direção de propagação nas amostras.

Além disso, Rossini *et al.* (2012), citam como vantagem da técnica utilizando ondas longitudinais criticamente refratadas a não necessidade de haver superfícies paralelas opostas (não impõe nenhuma limitação geométrica aos corpos de prova). Estas características fazem da onda L_{cr} a melhor candidata a ser usada na avaliação do estado de tensão do material.

Buenos *et al.* (2013) utilizaram ondas L_{cr} e os princípios acustoelásticos para avaliar o estado de tensão em amostras de aço ASTM A36 submetidas ao processo de fresamento com o objetivo de verificar as tensões residuais geradas no material pelo processo de fabricação.

Concluíram sobre a importância de realizar a correção dos resultados em função da temperatura no momento das medições realizadas. Indicaram uma pequena dispersão dos dados e ótima correlação entre a variação da velocidade da onda ultrassônica no material e a tensão de tração aplicada na direção de propagação da onda ($R^2 = 0,98$).

Santos *et al.* (2013) investigaram o efeito acustoelástico em compósitos unidirecionais de carbono/epóxi. Para a análise, os pesquisadores usaram ondas ultrassônicas longitudinais refratadas criticamente (L_{cr}) para medir a constante acustoelástica para as direções de propagação de 0° , 45° e 90° em relação à direção da fibra e carga. As ondas L_{cr} têm sido empregadas em medições de tensão em ligas metálicas em uma variedade de aplicações.

Zhu *et al.* (2014) investigaram o efeito acustoelástico em amostras de poliamida 6 através de ondas ultrassônicas longitudinais e transversais. Atestaram a correlação linear da velocidade de propagação da onda com a tensão/deformação do material sob compressão uniaxial até o limite de deformação $\varepsilon = 0,7\%$ ($\sigma = 20$ MPa). Acima desse valor, a relação passou a ser não-linear, sendo a mudança no comportamento, explicada pela própria estrutura do material polimérico (ligações covalentes entre as cadeias). Os autores propõem uma modificação na teoria acustoelástica envolvendo a adição de termos extras (ordem 4) na equação de energia para consideração das tensões internas específicas neste tipo de material.

Jia *et al.* (2014) estudaram o efeito da temperatura e da variação de tensão na velocidade de ondas ultrassônicas longitudinais criticamente refratadas e de ondas transversais. Concluíram ser viável o uso dessa técnica para medição de tensões residuais em materiais poliméricos (policarbonato, poliestireno, poliamida e polibutileno tereftalato). As constantes acustoelásticas destes materiais foram determinadas, indicando um decréscimo linear da velocidade de propagação da onda com o acréscimo da tensão axial aplicada, tanto na direção longitudinal como na direção transversal para os homoplímeros (policarbonato, poliestireno e polibutileno tereftalato), mas um efeito diverso foi notado para o copolímero poliamida: no sentido transversal, a variação da velocidade de propagação da onda foi crescente em relação ao acréscimo de tensão. Os autores justificaram esse comportamento, justamente em razão da poliamida ser um copolímero, sem ligações fixas típicas entre os monômeros.

Castellano *et al.* (2014) estudaram o efeito acustoelástico em compósitos poliméricos reforçados com fibras de carbono unidirecionais (compósito transversalmente isotrópico). Desenvolveram um equipamento para avaliação do material capaz de alterar os ângulos de incidência e de refração da onda ultrassônica no material em estudo, permitindo definir as 5 constantes elásticas necessárias para a completa caracterização do material transversalmente

isotrópico. A frequência utilizada para geração do pulso ultrassônico foi de 5 MHz e os valores obtidos para as constantes elásticas não-nulas, permitiram o cálculo do módulo de elasticidade $E_3 = 165,07$ GPa, sem a necessidade de qualquer ensaio destrutivo. Relatam que o valor calculado para o módulo elástico na direção 3, está de acordo com os dados fornecidos pelo fabricante do compósito para esta direção (165 MPa).

Xu *et al.* (2015) utilizaram ondas L_{cr} e o princípio acustoelástico para medir a tensão residual em juntas soldadas de tubulações industriais relatando a alta resolução e penetração conseguida. Apresentam as equações analíticas para cálculo do coeficiente que relaciona a variação de tensão em função do tempo de percurso da onda no material em função das constantes de Murnaghan e Lamé do referido material, comparando os resultados com os dados experimentais com excelente correlação.

Song *et al.* (2016) estudando o uso de ondas L_{cr} como ferramenta de caracterização do campo gradiente de tensão residual em amostras de aço de baixo carbono, comprovaram após obterem os coeficientes de variação da tensão em função da velocidade de diferentes tipos de ondas ultrassônicas (longitudinais propagando-se na direção e perpendicular à tensão aplicada, e cisalhantes propagando-se na direção e perpendicular à tensão aplicada), que o tipo de onda mais sensível à possíveis variações de velocidade em função de variações de tensão era a onda longitudinal criticamente refratada.

Wang *et al.* (2018) também usaram ondas L_{cr} para medir as constantes acustoelásticas para um compósito polimérico (epóxi) reforçado com fibra de carbono unidirecional. O compósito apresentava um volume de fibra de 67% e 24 camadas. Os autores desenvolveram as equações acustoelásticas para o material ortotrópico, explicitando a relação entre o tempo de percurso da onda no material (TOF) e a tensão uniaxial na direção 1 (σ_1). Tal relação foi descrita em função de 4 coeficientes acustoelásticos, que podem ser determinados através de ensaios de tração uniaxiais. Concluem o trabalho apontando ótima correlação dos valores teóricos e experimentais encontrados, validando o uso da técnica para materiais ortotrópicos.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Considerações Iniciais

Este capítulo apresenta o método de pesquisa adotado, no que se refere ao procedimento experimental, dispositivos, sistemas e *softwares* empregados na execução dos ensaios. Em relação aos materiais utilizados, demonstram-se detalhes sobre composição, processo de fabricação utilizado na confecção das amostras, bem como dimensões dos corpos de prova produzidos.

O objetivo principal dos experimentos é verificar os efeitos causados pela fadiga mecânica na velocidade de propagação de uma onda longitudinal criticamente refratada (L_{cr}) em um compósito laminado de matriz polimérica reforçado com tecido de fibra de carbono com as mechas ordenadas na configuração *plain weave*. O estado de tensão do material é modificado através de ensaios de tração uniaxiais (não destrutivos) e a indução de danos internos no material realizada através de ensaios dinâmicos tração-tração com amplitude de carga constante. A variação da velocidade de propagação da onda é determinada indiretamente por meio de medições do tempo de percurso da onda (TOF) ao percorrer um trajeto pré-determinado no material. A medida da variação do tempo de percurso é feita através de uma técnica não destrutiva de inspeção por ultrassom com transmissão direta do tipo A (A-Scan).

3.2. Materiais Utilizados

O material utilizado no desenvolvimento experimental consiste em dois laminados de matriz polimérica (epóxi), reforçados com tecido de fibra de carbono, com as fibras dispostas em duas direções ortogonais (*plain weave*). Os laminados são confeccionados em momentos diferentes do processo, com características peculiares a cada um e objetivos também ímpares no decorrer dos ensaios. Apesar de possuírem algumas características distintas, como número de camadas e conseqüentemente, espessura também diferente, os laminados são similares em função dos materiais utilizados em sua fabricação (matriz epóxi e reforço de tecido em fibra de carbono), do tipo de laminado (*plain weave*) e do processo de fabricação (VARTM – *Vacuum Assisted Resin Transfer Molding* ou Moldagem por Transferência de Resina Assistida à Vácuo), com cura em temperatura ambiente por 8 horas e pós-cura em estufa a 80°C por 2 horas). As Tabelas 3.1 e 3.2 mostram as características técnicas do tecido de

reforço e do sistema de resina utilizados na fabricação dos laminados utilizados neste trabalho, segundo os fabricantes.

Tabela 3.1 – Propriedades do tecido de carbono HT SIGRATEX® (Catálogo SIGRATEX®).

Tipo de Material	Tecido	Gramatura [g/m ²]	Largura [cm]	Quantidade de fios [por cm]	
				Urdidura	Trama
Tecido de carbono HT (C W305-PL1/1)	<i>Plain weave</i>	305	100/120	3,8	3,7

Tabela 3.2 – Propriedades do sistema Araldite® LY 5052/Aradur® 5052 (Catálogo Huntsman®).

Componente do sistema	Massa Específica a 25°C [g/cm ³]	Viscosidade a 25°C [mPas]	Teor de epóxi/amina [Eq/kg]
Araldite® LY 5052	1,16 – 1,18	1000 – 1500	6,65 – 6,85
Aradur® 5052	0,93 – 0,95	40 – 60	9,60 – 9,80

O tecido de carbono possui uma construção (urdidura/trama) conforme apresentado na Figura 3.1. As camadas individuais desse tecido possuem simetria, sendo o número de sobrepassagens ou amarrações idênticas para os cabos da urdidura e da trama.

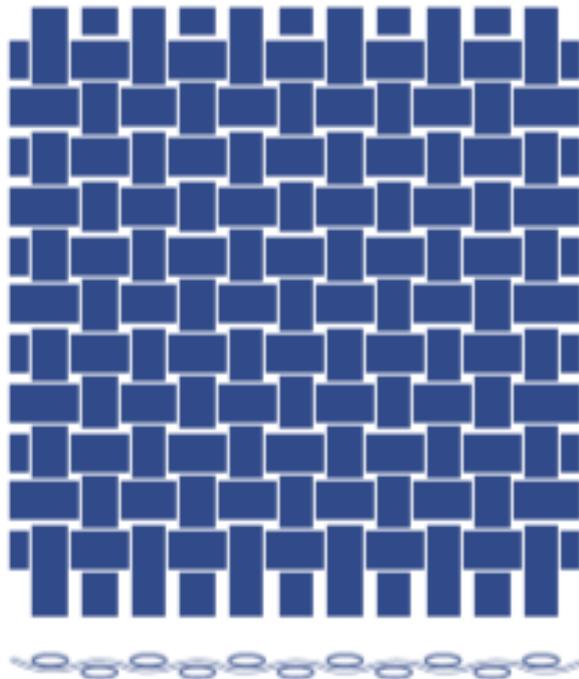


Figura 3.1: Representação gráfica do tecido utilizado (*plain weave*).

Fonte: Hexcell (2013).

3.2.1. Fabricação do Laminado Compósito – Bloco Padrão

O primeiro laminado produzido tem por objetivo servir como bloco padrão para que ensaios preliminares de propagação da onda ultrassônica fossem realizados e a velocidade de propagação no material em um estado livre de tensões determinada. Essa informação é relevante para que a sapata de fixação dos sensores do equipamento de ultrassom fosse corretamente projetada. Nesse caso, a questão de maior criticidade consiste em determinar os ângulos de inclinação dos sensores, de forma a possibilitar o sinal ultrassônico se propagar paralelamente à superfície do corpo de prova durante o ensaio (ondas L_{CR}).

O bloco padrão foi moldado manualmente em um ferramental previamente limpo e coberto com uma pasta desmoldante. Foram empilhadas 40 camadas do tecido de carbono HT formando um laminado na configuração $(0,90)_{40}$. A indicação 0/90, refere-se à orientação da urdidura de cada camada (0° e 90°). O subscrito $_{40}$ indica o número de camadas sobrepostas. A Figura 3.2 mostra as 40 camadas do tecido de carbono HT empilhadas sobre o ferramental e entre eles a presença de um filme desmoldante. Todo o procedimento foi realizado no Laboratório do Núcleo de Tecnologia em Materiais Compósitos da Universidade Federal de Itajubá.



Figura 3.2: Fabricação do bloco padrão – camadas do tecido de carbono empilhadas.

A seguir, uma bolsa plástica de vácuo foi sobreposta ao conjunto, sendo posicionada em cada extremidade da bolsa uma conexão para a bomba de vácuo e outra para a entrada de resina. Uma vez preparado o sistema de resina na proporção recomendada pelo fornecedor (100 partes de resina para 38 partes do agente de cura – em peso) e posicionada a mistura resina/agente de cura previamente, retirou-se o ar do interior da bolsa para compactação prévia de todas as camadas, e posteriormente iniciou-se a infusão de resina para dentro da bolsa (Figura 3.3).



Figura 3.3: Resina infundida no interior da bolsa de vácuo.

Após um período de cura de aproximadamente 8 horas, o laminado foi desmoldado, levado para o processo de pós-cura em estufa pré-aquecida a 80°C por um período de 2 horas. O processo de pós-cura é fundamental para que o compósito atinja a totalidade de suas características mecânicas, estabilidade dimensional e contração (Figuras 3.4 e 3.5).

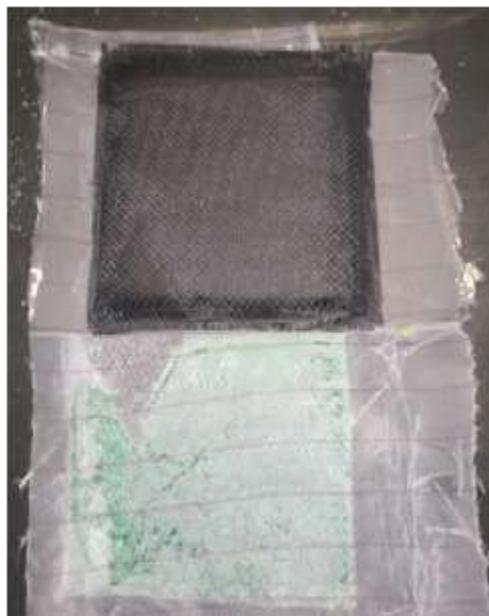


Figura 3.4: Desmoldagem do laminado.



Figura 3.5: Pós-cura do laminado em estufa.

Finalizado o processo de pós-cura, o laminado foi cortado utilizando-se uma serra circular de bancada e disco diamantado com o objetivo de se preparar um bloco para as medições com o equipamento de ultrassom (Figuras 3.6 e 3.7).



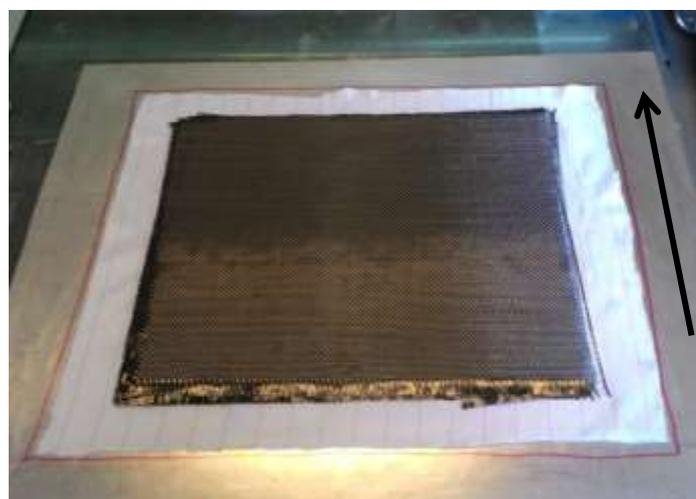
Figura 3.6: Corte do laminado.



Figura 3.7: Bloco padrão para medição de velocidade de propagação do pulso ultrassônico.

3.2.2. Fabricação do Material Compósito – Corpos de Prova

O segundo laminado fabricado, consiste em uma placa com 8 camadas do tecido de carbono HT, empilhados de maneira simétrica sendo indicado pela nomenclatura $(0,90)_8$. A espessura final do laminado foi de 2,50 (mm), sendo suas dimensões externas de aproximadamente 300 (mm) x 400 (mm). O mesmo sistema de resina utilizado para o bloco padrão foi preparado, na proporção de 100 partes da resina epóxi Araldite® LY 5052 e 38 partes do agente de cura Aradur® 5052 em massa. Em ambos os laminados, estimou-se um percentual fibra/sistema resina da ordem de 50% para cada componente presente no compósito.



Orientação 0°
adotada.

Figura 3.8: Preparo do laminado $(0, 90)_8$ – empilhamento das camadas sobre filme desmoldante.

A sequência do processo de fabricação deste laminado é similar ao do laminado anterior (bloco padrão), consistindo na preparação do ferramental (limpeza e aplicação do desmoldante), aplicação de filme desmoldante, corte e empilhamento das camadas (Figura 3.8) e formação da bolsa de vácuo e posicionamento da conexão de vácuo e de entrada de resina, preparação do sistema resina/ agente de cura e posicionamento adequado (Figura 3.9). A Figura 3.8 também indica a orientação 0° adotada para a direção das fibras.

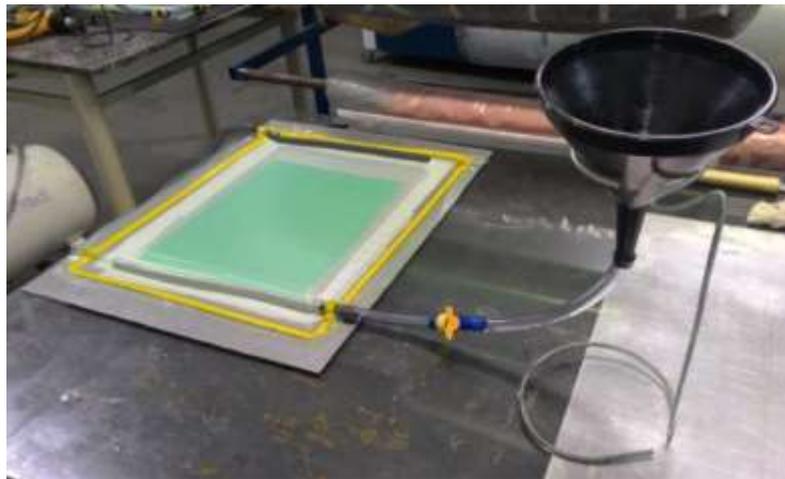


Figura 3.9: Preparo do laminado $(0, 90)_8$ – bolsa de vácuo e posicionamento sistema resina.

Aplicou-se vácuo no interior da bolsa, e iniciou-se o processo de infusão da resina (Figura 3.10). Após a infusão, aguardou-se o período de cura estipulado pelo fabricante da resina (8 horas a 25°C) e foi realizada a desmoldagem do laminado e início da pós-cura, realizada em estufa pré-aquecida a 80°C por 2 horas.

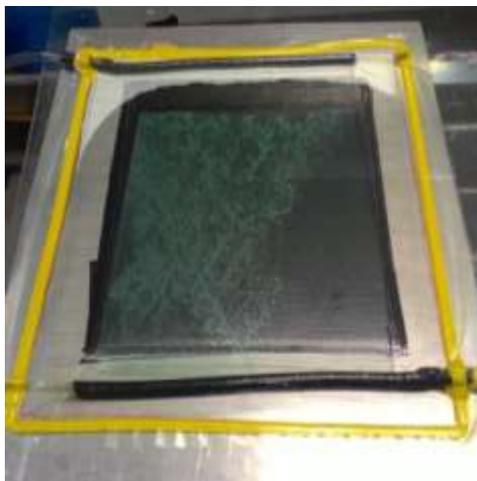


Figura 3.10: Infusão de resina.



Figura 3.11: Corte do laminado.

O passo final, foi o corte do laminado (Figura 3.11) utilizando-se uma serra circular de bancada e disco diamantado, extraíndo-se 10 corpos de prova conforme norma ASTM D3039 e dimensões indicadas na Tabela 3.3.

Tabela 3.3: Dimensões médias dos corpos de prova (laminado (0,90)₈).

Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm²)
1	25,05	2,65	66,38
2	25,55	2,63	67,20
3	25,00	2,58	64,50
4	24,55	2,69	66,04
5	25,17	2,57	64,69
6	24,19	2,63	63,62
7	24,80	2,66	66,05
8	25,02	2,59	64,84
9	25,45	2,59	66,02
10	24,99	2,69	67,30

3.3. Equipamentos Utilizados

Os equipamentos utilizados nos procedimentos experimentais, são descritos à seguir, e fazem parte do acervo do laboratório do Núcleo de Tecnologia em Compósitos e do laboratório de Ensaios Destrutivos e Não Destrutivos da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI).

3.3.1. Ultrassom

O sistema para geração, recepção e análise do sinal ultrassônico é composto pelos seguintes equipamentos:

- Detector de falhas OmniScan® MX2 – *Phased Array*, marca Olympus
- Transdutores Karl Deutsch TS 12 WB, com diâmetros de 12 (mm) e operados a uma frequência de 2 (MHz)
- Software para análise de dados TomoView™

A Figura 3.12 mostra o equipamento de ultrassom, e os transdutores já posicionados para realizar a medição de tempo de percurso da onda em uma amostra.

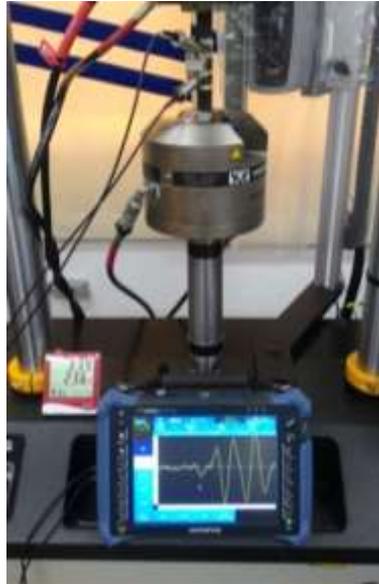


Figura 3.12: Equipamento de ultrassom OmniScan® MX2 e transdutores Karl Deusch TS 12 WB.

3.3.2. Sapata (*Wedge*) para Geração da Onda L_{cr}

Para que as ondas longitudinais emitidas e recebidas pelos transdutores ultrassônicos trafeguem paralelamente à superfície dos corpos de prova, elas precisam ser refratadas ao atingirem a superfície do meio seguinte em função do ângulo crítico de refração. Esse ângulo é obtido em função de uma cunha ou sapata (*wedge*) acoplada aos transdutores, causando uma inclinação tal em relação à referência vertical que o ângulo da onda refratada no material seja igual a 90° em relação ao eixo vertical. Tal ângulo, chamado de primeiro ângulo crítico, depende das velocidades de propagação nos dois meios e pode ser determinado pela Lei de Snell (Equação 2.22). O arranjo deve ser o mesmo tanto para o transdutor emissor, quanto para o receptor.

Optou-se por fabricar a sapata em material acrílico (PMMA) por ter propriedades acústicas adequadas de transmissibilidade da onda ultrassônica. Sendo a velocidade de propagação da onda no acrílico (v_{acr}) de 2.670 (m/s) (PEREIRA JÚNIOR, 2015), foi necessário determinar a velocidade de propagação no laminado compósito (v_{lam}).

Com a finalidade de determinar a velocidade de propagação da onda ultrassônica no laminado em análise em estado livre de tensão, utilizou-se o bloco padrão descrito no item 3.2.1., submetendo-o a uma inspeção por transmissão direta do tipo A (A-Scan), sendo observado o gráfico gerado de amplitude do sinal em função do tempo.

O acoplamento entre os transdutores e o bloco padrão foi feito com glicerina e a Figura 3.13 demonstra como foram posicionados em relação ao bloco padrão, cuja espessura foi aferida através de um micrômetro externo da marca Mitutoyo, com capacidade de 0-25 (mm) e resolução de 0,01 (mm). O valor médio encontrado para a espessura do bloco padrão (Δs_0) foi de 20,39 (mm).



Figura 3.13: Posicionamento dos transdutores ultrassônicos no laminado $(0, 90)_{40}$.

A análise do sinal, feita através do software TomoView™, adotou como referência para o tempo de percurso da onda, o primeiro indício de variação na amplitude do sinal (exceto o ruído apresentado no início do sinal), interpretando-se esse momento, como a chegada da onda L_{cr} no transdutor receptor (Figuras 3.14a e 3.14b).

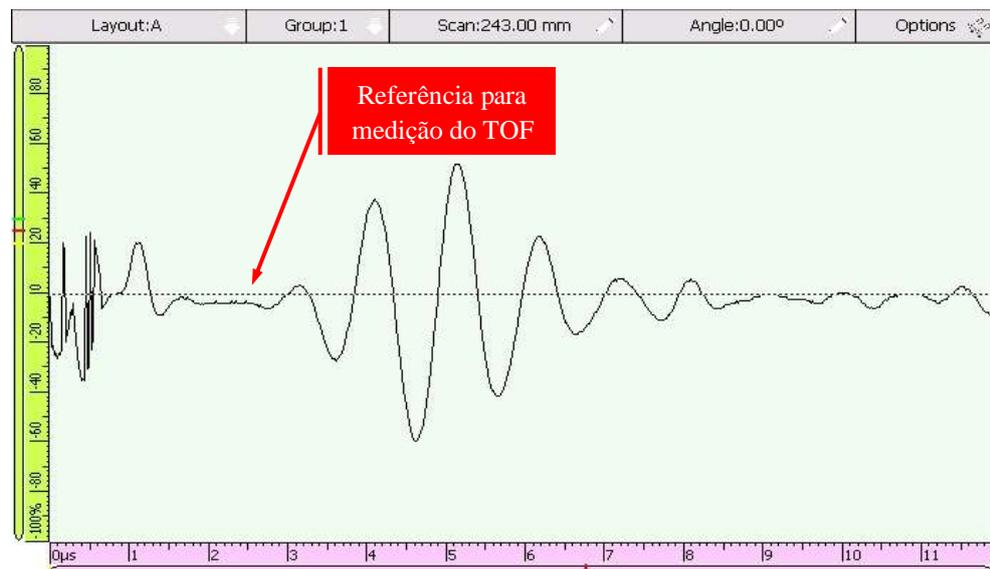


Figura 3.14a: Diagrama amplitude x tempo para bloco padrão do laminado.

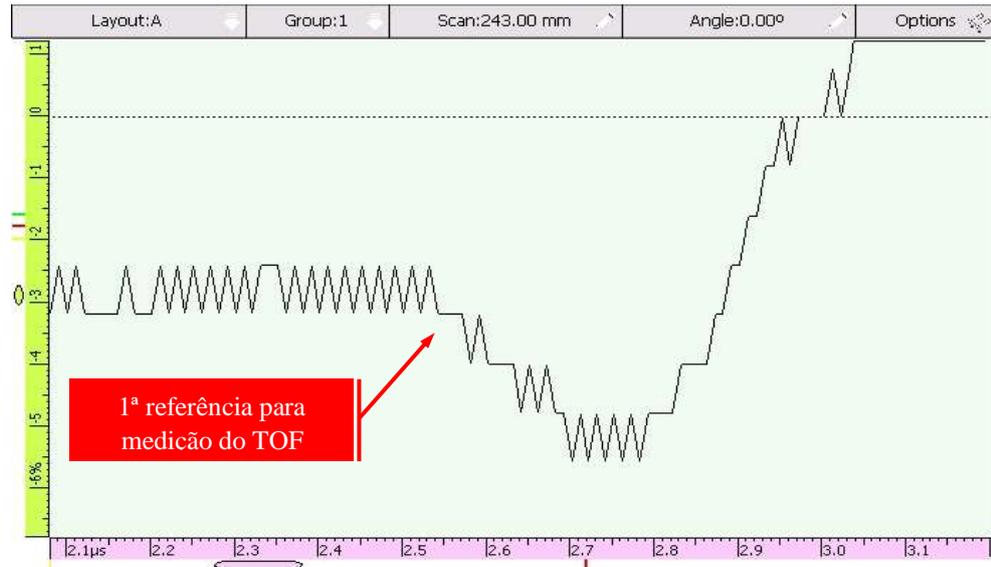


Figura 3.14b: Diagrama amplitude x tempo para bloco padrão do laminado ampliado.

O valor obtido para o tempo de percurso da onda no laminado padrão (TOF_0) foi de $2,55 \mu\text{s}$, e considerando o percurso percorrido pela onda (Δs_0) de $20,39 \text{ (mm)}$ têm-se como resultado uma velocidade média de propagação (v_{lam}) de 7.796 (m/s) da onda ultrassônica no laminado. Considerando esse resultado e aplicando a equação 2.22, obtém-se o valor do ângulo crítico de refração (θ_{cr}) igual a $19,5^\circ$.

A Figura 3.15, refere-se ao projeto da sapata feito com base neste valor para o posicionamento dos transdutores.

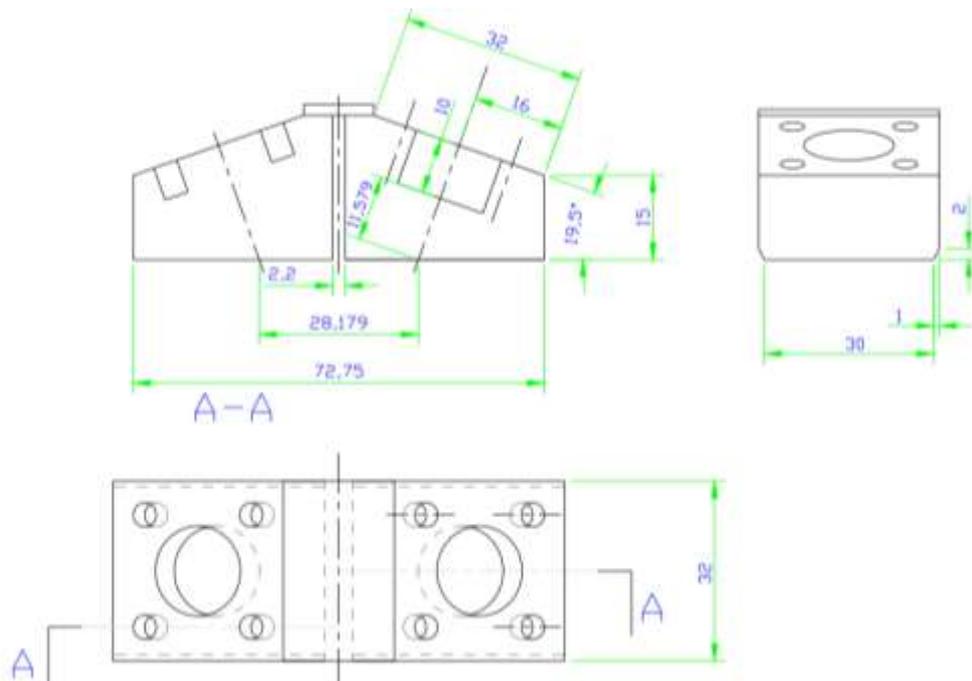


Figura 3.15: Projeto da sapata para refração da onda ultrassônica.

Uma vez finalizado o desenho, o arquivo foi enviado para uma empresa especializada em usinagem CNC para ser produzida com a precisão necessária às cotas angulares (Figura 3.16).



Figura 3.16: Sapata de acrílico para refração crítica da onda ultrassônica no laminado

3.3.3. Câmera Termográfica

A temperatura das amostras foi medida no Laboratório de Ensaios Destrutivos e Não-destrutivos (LEN) da Universidade Federal de Itajubá através de uma câmera termográfica da marca Flir, modelo E30, com sensibilidade térmica inferior a $0,07^{\circ}\text{C}$. A faixa de temperatura captada é de -20°C a 350°C , com visualização da temperatura em display multicolorido (Figura 3.17).



Figura 3.17: Registro da temperatura das amostras durante ensaios de fadiga.

3.3.4. Máquina de Tração/Fadiga

As amostras foram, durante o procedimento experimental, submetidas a cargas estáticas (levantamento da tensão máxima de resistência à tração inicial, tensão máxima de resistência residual após os ensaios dinâmicos e também as cargas aplicadas após cada ciclo de fadiga finalizado) além das cargas dinâmicas, responsáveis por induzir a fadiga nas amostras.

Tais procedimentos foram realizados no Laboratório de Ensaios Destrutivos e Não-destrutivos (LEN) da Universidade Federal de Itajubá em uma máquina de ensaios universal da marca Instron, modelo 8801, com acionamento servo-hidráulico e capacidade máxima de 100 kN (Figura 3.18).

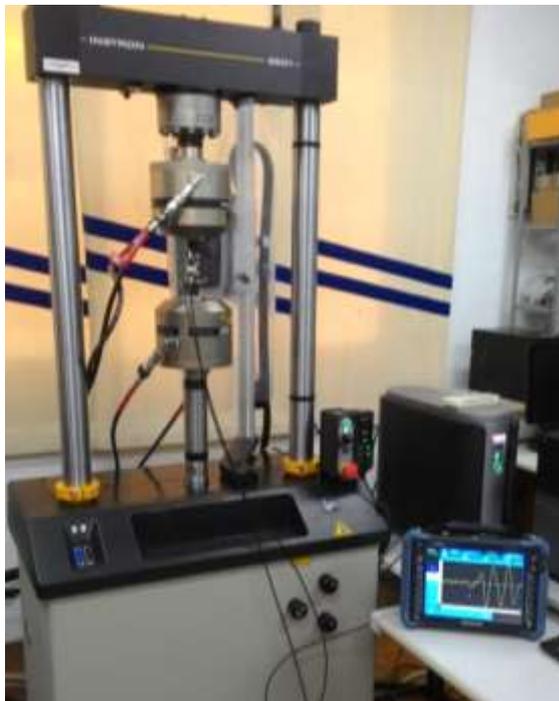


Figura 3.18: Máquina de ensaios universal com acionamento servo-hidráulico – Instron 8801.

3.4. Procedimento Experimental

Este item tem por objetivo descrever de maneira pormenorizada cada uma das fases do procedimento experimental adotado, sendo este dividido em três etapas distintas:

- **Etapa 1:** fabricação dos laminados e da sapata para posicionamento dos sensores ultrassônicos; realização dos ensaios estáticos destrutivos de tração; medições de TOF para correção da temperatura;

- **Etapa 2:** verificação da variabilidade amostral através de ensaios para medição de TOF nas amostras sem carga e determinação, com base nesses dados, de um tempo de referência já corrigido em relação à temperatura (TOF_{RC}) para cada amostra e de um procedimento de calibração repetido sempre que um ciclo de aplicação de carga dinâmica for finalizado, ou por mudança de amostra na máquina de ensaios universal; medições de TOF em função da variação de carga aplicada na amostra (σ); determinação da constante acustoelástica (L_{11}^1).
- **Etapa 3:** realização dos ensaios dinâmicos tração; medições de TOF para as amostras sem aplicação de carga; medições de TOF com aplicação de carga; determinação do fator acustoelástico em condição de fadiga ($\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}(N)$); realização dos ensaios de histerese; realização dos ensaios estáticos destrutivos de tração.

A Etapa 1 tem início com a fabricação do laminado $(0, 90)_{40}$ para o bloco padrão conforme descrito no item 3.2.1, quando a espessura do mesmo foi aferida (Δs_0). A seguir, foram realizados os ensaios de medição do tempo de percurso da onda (TOF_0) nesse bloco, considerado em estado livre de tensões, para cálculo da velocidade de propagação da onda no laminado (v_{lam}). Tais informações permitiram o cálculo do ângulo crítico de refração (θ_{cr}), para que a sapata de acomodação dos sensores ultrassônicos pudesse ser devidamente projetada e construída (item 3.3.2).

Posteriormente, foi fabricado o laminado $(0, 90)_8$ conforme descrito no item 3.2.2. Dele foram retirados dez corpos de prova segundo a norma ASTM D3039, sendo que três exemplares foram submetidos aos ensaios estáticos destrutivos de tração para determinação da tensão média de ruptura (σ_r); um exemplar foi utilizado para verificar o impacto da variação da temperatura sobre o TOF; os outros seis exemplares foram utilizados nos ensaios estáticos não destrutivos de tração com cargas variando de maneira crescente em cinco níveis até a metade da tensão de ruptura e também nos ensaios dinâmicos para indução do dano interno em cada um destes exemplares. Três amostras deste laminado foram submetidas ao ensaio estático de tração, conforme norma ASTM D3039 (2017). A velocidade de máquina adotada conforme indica a norma foi de 2 mm/min. O ensaio foi instrumentado com um vídeo-extensômetro, para acompanhamento das deformações e, como consequência, obter o módulo de elasticidade longitudinal (E_1) (Figura 3.19).

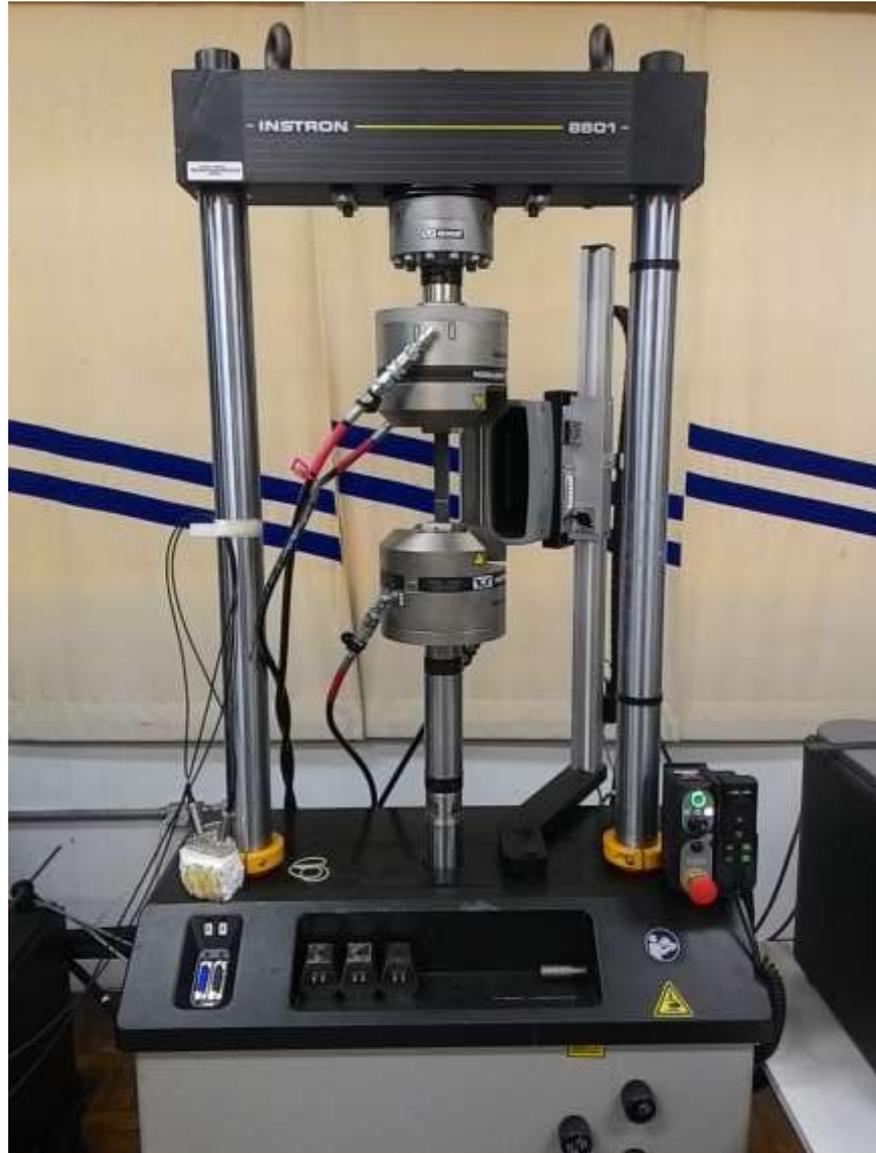


Figura 3.19: Máquina Universal de Ensaio Instron 8801, com amostra instrumentada com vídeo-extensômetro.

Outra amostra retirada deste laminado foi utilizada para medições do TOF em diferentes temperaturas. A câmara de climatização modelo AC1.12 instrumentada mostrada nas Figuras 3.20a e 3.20b foi aquecida até a temperatura de 30°C com o corpo de prova e os sensores ultrassônicos posicionados no seu interior. Uma câmera termográfica foi utilizada para realizar as medições de temperatura diretamente no corpo de prova durante todo o procedimento (Figura 3.21). A temperatura foi então diminuída em intervalos de 1°C até a temperatura de 19°C. Em cada decréscimo de temperatura, aguardou-se 2 minutos para estabilização e homogeneização da temperatura no corpo de prova para, em seguida, realizar as medições de TOF naquela condição.



Figura 3.20a: Câmara de climatização.



Figura 3.20b: Corpo de prova instrumentado no interior da câmara de climatização.



Figura 3.21: Câmera termográfica para medição de temperatura no interior da câmara de climatização.

Considerou-se que, para o arranjo experimental utilizado, o efeito da variação da velocidade no acrílico não é relevante, devido a sua baixa condutividade térmica. Isso significa que devido a sapata de acrílico não sofrer variação de temperatura muito rapidamente, a velocidade de propagação nela pouco será afetada.

A Figura 3.22 apresenta o fluxograma de procedimentos experimentais da Etapa 1.

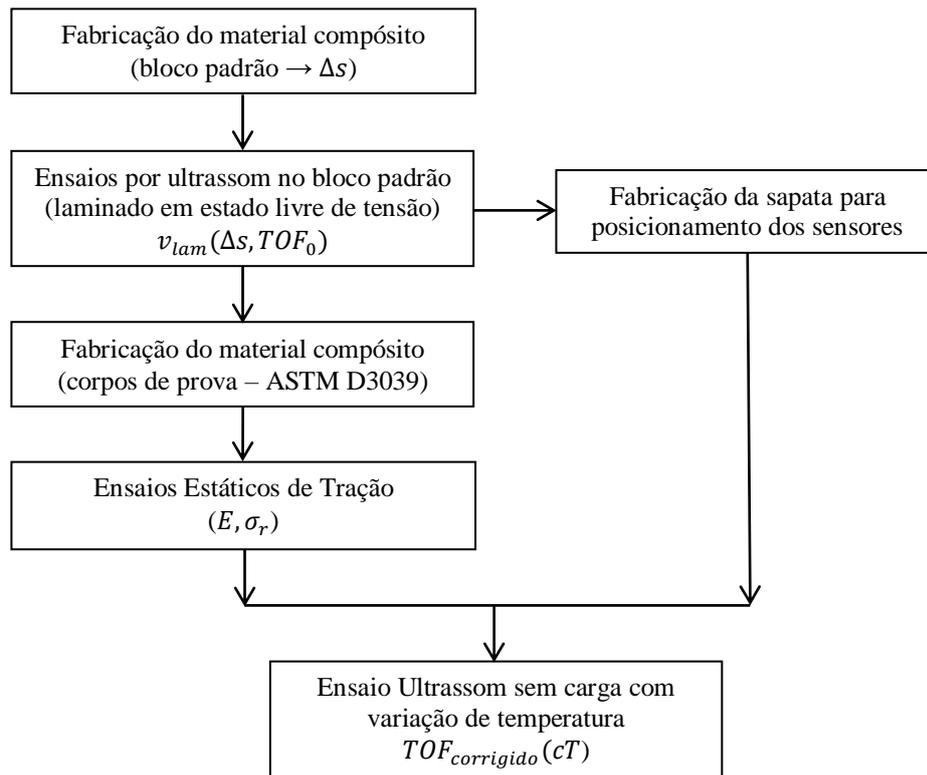


Figura 3.22: Fluxograma - Etapa 1 de procedimentos experimentais.

A Etapa 2 tem início com a medição de TOF nas seis amostras do laminado $(0, 90)_8$ sem aplicação de carga, para verificar a variabilidade intrínseca das próprias amostras e do sistema de medição de forma a se estabelecer um procedimento de calibração a ser repetido sempre que houvesse mudança de amostra na máquina de ensaios, ou por alguma razão, os sensores fossem desmontados da sapata. O procedimento de calibração, em função dos resultados, tomou como referência o bloco padrão, fabricado conforme o item 3.2.1, sendo definida nele uma área específica para posicionamento da sapata. Os transdutores foram montados na sapata, com a camada de glicerina entre o transdutor e a sapata ajustada de tal maneira que o TOF se aproximasse ao máximo do TOF de Referência adotado para o bloco padrão (TOF_{RC}). Esse procedimento foi repetido a partir da amostra 2 sempre que havia mudança de amostra na máquina de ensaios universal.

Em seguida, foram realizadas medições de TOF com carga sendo aplicada em 6 amostras. As amostras foram submetidas a cargas pré-determinadas, de maneira que, considerando a área da seção transversal de cada amostra, as tensões normais médias fossem iguais e múltiplas de 70 MPa até o valor máximo de 350 MPa. O valor máximo estipulado corresponde à metade do limite de resistência obtido no ensaio de tração estático. Dessa forma, foram determinados 5 níveis de carga (70, 140, 210, 280 e 350 MPa), a serem aplicados de maneira sucessiva e intercalados com medições de TOF para aquela condição específica de carregamento. Nessa condição analisada, nenhuma das amostras havia sido submetida a cargas dinâmicas, de maneira que as amostras são consideradas sem fadiga.

O TOF foi medido com os sensores posicionados conforme o primeiro ângulo crítico de refração para esse material. Isso foi possível, com a utilização da sapata acrílica confeccionada exatamente para essa finalidade. As Figuras 3.23 e 3.24 mostram o posicionamento do conjunto amostra/sapata/sensores na máquina de tração.

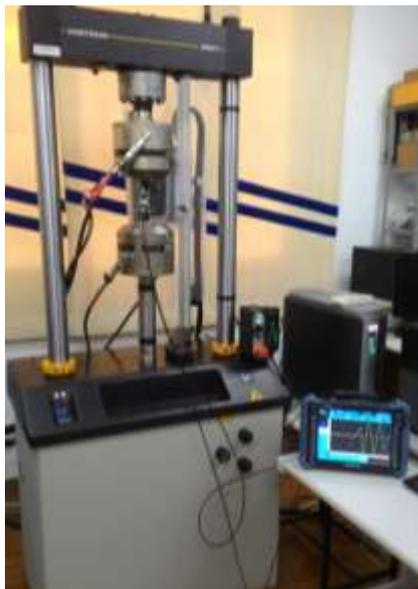


Figura 3.23: Posicionamento da amostra na máquina universal de ensaios.



Figura 3.24: Posicionamento da sapata com os sensores na amostra.

A partir destes dados de variação do TOF em relação à tensão aplicada, pôde-se evidenciar o fator acustoelástico $\left(\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}\right)$ que corresponde ao inverso do coeficiente de inclinação da linha de tendência do gráfico TOF x Carga (tensão). Calculando o tempo (t_0) de percurso da onda no corpo livre de tensões em função da distância d percorrida no material da amostra ensaiada, a velocidade (v_a) de propagação no material medida no item 3.3.2 e o

módulo de elasticidade longitudinal (E_1) obtido através do ensaio estático de tração, pôde-se então calcular o valor da constante acustoelástica L_{11}^1 .

A Figura 3.25 apresenta o fluxograma de procedimentos experimentais da Etapa 2.

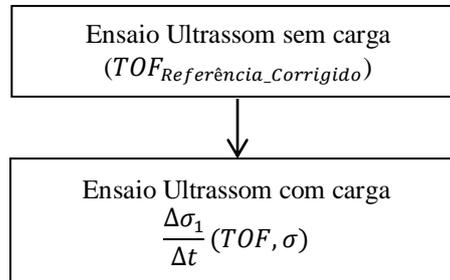


Figura 3.25: Fluxograma - Etapa 2 de procedimentos experimentais.

A Etapa 3 reúne os procedimentos relacionados aos ensaios dinâmicos tração-tração (fadiga). As amostras 1, 2 e 3 foram ensaiadas em intervalos de 20 mil ciclos até 100 mil ciclos e posteriormente em intervalos de 150 mil ciclos até o total de 1 milhão de ciclos. No final de cada um destes intervalos, foram feitas medições de TOF, sem aplicação de carga alguma sobre o corpo de prova (máquina de ensaios “descarregada”). Logo após as medições de TOF sem carga, as amostras eram submetidas aos cinco níveis de tensão pré-determinados (70, 140, 210, 280 e 350 MPa), aplicados de maneira sucessiva, e intercalados com medições de TOF para aquela condição específica de carregamento.

Uma característica observada durante as medições de TOF em condição de fadiga e sob carregamento, foi que a amplitude do sinal ultrassônico sofria uma degradação acentuada, até mesmo impossibilitando a leitura do sinal em alguns casos. Decidiu-se, então, para as amostras 4, 5 e 6, limitar a exploração do estudo na faixa de ciclagem compreendida entre 0 a 100 mil ciclos, reduzindo o número de ciclos entre cada intervalo de medição (de 20 mil para 10 mil ciclos). No final de cada intervalo de ciclagem foram realizadas medições de TOF sem carga e, em seguida, novas medições de TOF com as amostras sendo submetidas aos mesmos cinco níveis de tensão (70, 140, 210, 280 e 350 MPa).

Tomando como ponto de partida as curvas TOF x Carga para cada estágio de fadiga pré-determinado, calculou-se o fator acustoelástico a partir da inclinação da linha de tendência destes gráficos. Diferentemente do que havia sido realizado nas amostras sem fadiga, optou-se por apresentar o fator acustoelástico das amostras fadigadas em função do número de ciclos.

Com exceção da amostra 1, em todas as outras cinco amostras, ao final de cada ciclo de fadiga, foi realizado ensaio de histerese, conforme visto no item 2.2.2. O ensaio de

histerese corresponde a realização de um ciclo de carregamento-descarregamento, com a tensão máxima limitada à metade do valor de ruptura obtido no ensaio de tração estático para o material, que para as amostras em questão equivale à 350 (MPa). O Ciclo de carregamento-descarregamento foi realizado a uma razão de carga $R = 0,1$ (carga mínima igual a 10% da carga máxima), sendo coletadas as informações de tensão e deformação específica tanto para o carregamento como para o descarregamento da amostra. Dessa forma, as conclusões sobre variação dos módulos Secante e Dinâmico do material puderam ser realizadas, bem como o cômputo do dano sofrido pela amostra durante o processo de fadiga. Ao final do último ciclo de fadiga, medições de TOF com e sem carregamento e ensaios de histerese, cada amostra foi submetida a um ensaio de tração até a ruptura, para determinação da sua tensão residual (nova tensão crítica/ruptura).

Após o ensaio destrutivo de cada amostra, utilizou-se uma pequena porção de cada uma delas para os procedimentos relacionados à análise micromecânica. Para tanto, procedeu-se o ensaio de digestão ácida com o objetivo de determinar o volume de vazios em porcentagem das amostras com base na norma ASTM D792 (1998). O volume de fibra presente nas amostras foi determinado de acordo com a norma ASTM D3171 (1999). A Figura 3.26 apresenta o fluxograma de procedimentos experimentais da Etapa 3.

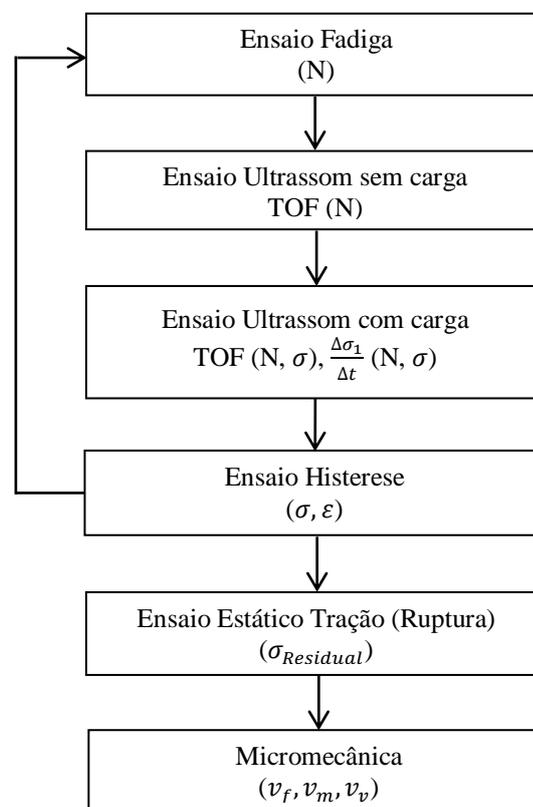


Figura 3.26: Fluxograma - Etapa 3 de procedimentos experimentais.

A Tabela 3.4 contém a matriz de ensaios utilizada para colocar em prática os procedimentos experimentais indicados nas Figuras 3.22, 3.25 e 3.26.

Tabela 3.4: Matriz de ensaios

Parâmetro Analisado	Fator de Influência	Tipo de Ensaio	Objetivo do Experimento
$v_{lam}(\Delta s, TOF_0)$	Características do laminado	Ultrassom	Determinar a velocidade de propagação da onda ultrassônica no laminado em estado livre de tensão para fabricação da sapata
$E(\sigma_0, \varepsilon_0), \sigma_{m\acute{a}x}$	Características do laminado	Ensaio estático tração	Determinar as propriedades mecânicas das amostras em estado livre de tensão
$TOF_{Corrigido}(cT)$	Temperatura	Ultrassom	Determinar o fator de correção do TOF em função da temperatura.
$TOF_{Refer\acute{e}ncia_Corrigido}$	Variabilidade das amostras	Ultrassom	Determinar TOF de referência para calibração do sistema de medição
$\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}, L_{11}^1$	Tensão aplicada	Ensaio estático tração Ultrassom	Determinar relação TOF x σ para amostras sem fadiga
----	Número de ciclos Carga máxima Razão de Carregamento	Ensaio dinâmico tração-tração	Produzir danos internos nas amostras
$TOF(N)$	Número de ciclos em fadiga (N)	Ultrassom	Determinar relação TOF x σ para N ciclos em fadiga sem carga
$TOF(N, \sigma), \frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}(N, \sigma)$	Número de ciclos em fadiga (N) Tensão aplicada	Ensaio estático tração Ultrassom	Determinar relação TOF x σ para N ciclos em fadiga com carga
σ, ε	Número de ciclos em fadiga (N)	Histerese	Determinar variação na relação σ x ε após N ciclos em fadiga
$\sigma_{Residual}$	Características do laminado fadigado	Ensaio estático tração	Determinar as propriedades mecânicas das amostras após N ciclos de fadiga
v_f, v_m, v_v	Fatores de processo de fabricação	Digestão ácida	Determinar as propriedades micromecânicas do material

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados obtidos experimentalmente são apresentados e discutidos neste capítulo de acordo com os objetivos do trabalho. A influência da temperatura, carga (estado de tensão) e fadiga no tempo de percurso da onda L_{cr} e na constante acustoelástica do material é medida e seus resultados são apresentados.

A análise dos sinais da onda L_{cr} foi feita com base nas imagens de sinal A-Scan geradas pelo software TomoView™ à medida que a carga era aplicada à amostra e um novo perfil de onda era visualizado. O sinal era então gravado para posteriormente ser analisado. A análise dos sinais seguiu a metodologia proposta por Andrino (2007), tomando como ponto de referência o segundo cruzamento da curva com o eixo horizontal após o primeiro pico da onda, conforme indicado na Figura 4.1.



Figura 4.1: Curva Amplitude do sinal x Tempo para Amostra 2.

Em relação aos ensaios realizados nas seis amostras submetidas à variação de carga, as imagens obtidas para cada nível de carga foram sobrepostas sucessivamente a um mesmo par de eixos ortogonais, de maneira que o cruzamento de cada curva com o eixo horizontal, adotado como referência para medição do TOF pudesse ser acompanhado e o valor interpretado com clareza. Antes de serem sobrepostas, as imagens tiveram a cor de fundo modificada, passando para transparente, sendo também eliminados quaisquer linhas ou elementos gráficos prejudiciais à análise posterior.

As Figuras 4.2 a 4.7 mostram o processo de sobreposição das imagens obtidas para a amostra 2 e a Figura 4.8 reúne as imagens dos seis níveis de carga (0, 70, 140, 210, 280 e 350

MPa) em um único gráfico, permitindo verificar a variação do TOF à medida que o estado de tensão da amostra variava. Nas imagens, percebe-se inicialmente uma forma de onda de grande amplitude que consiste em uma interferência de sinal entre o transdutor emissor e receptor e não considerada para fins de medida de TOF. Em ensaios de ultrassom, essa região é chamada de “zona morta”.

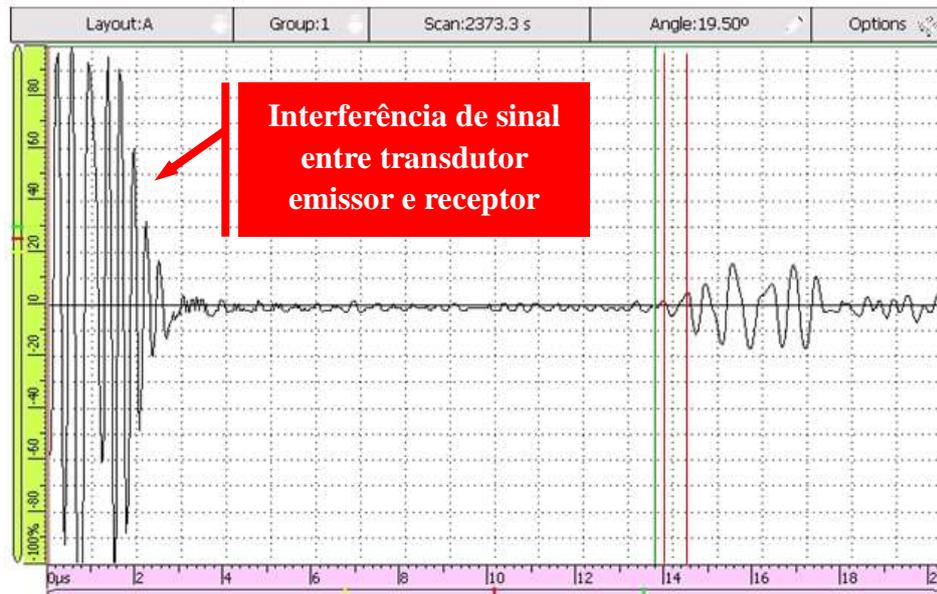


Figura 4.2: Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 0 MPa.

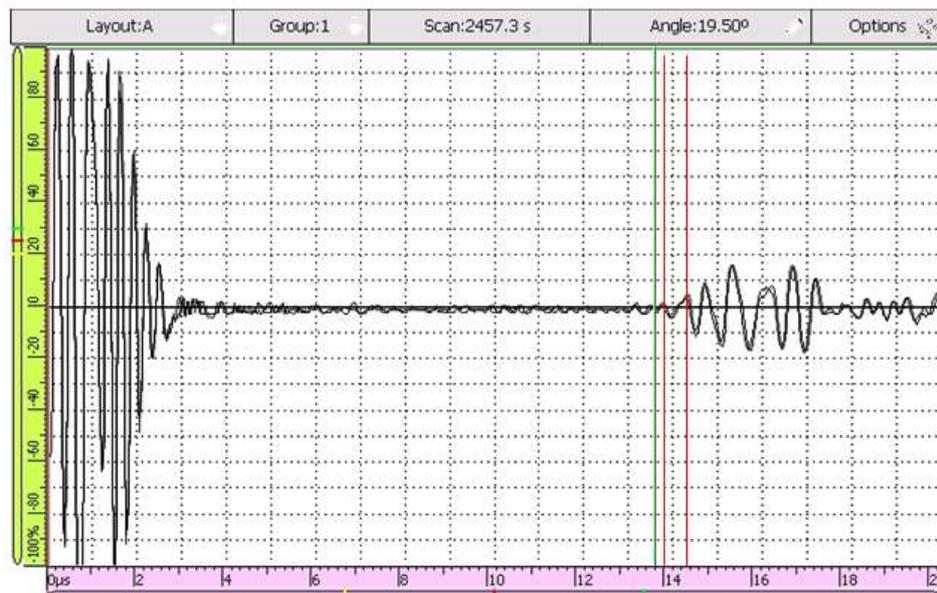


Figura 4.3: Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 0 e 70 MPa sobrepostas.

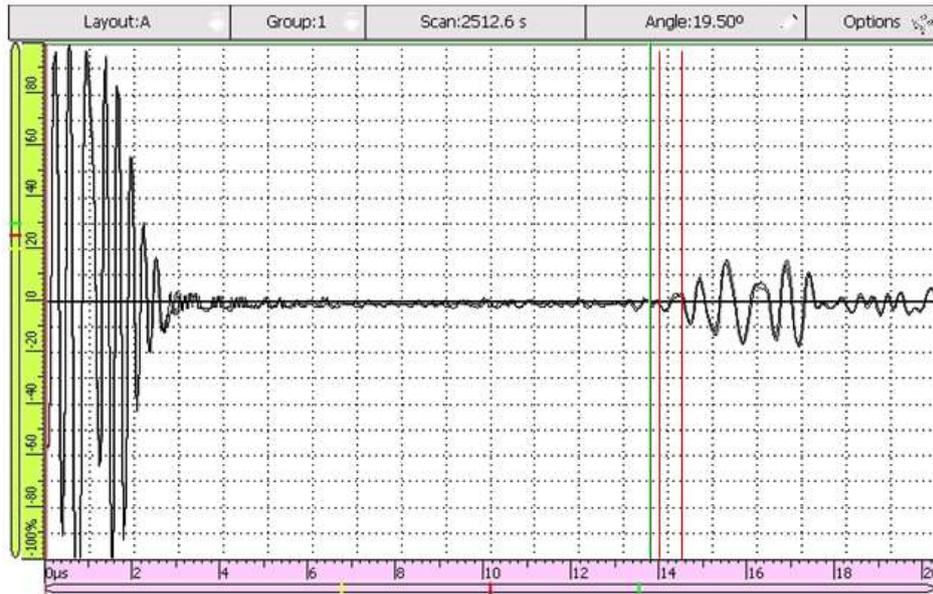


Figura 4.4: Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 70 e 140 MPa sobrepostas.

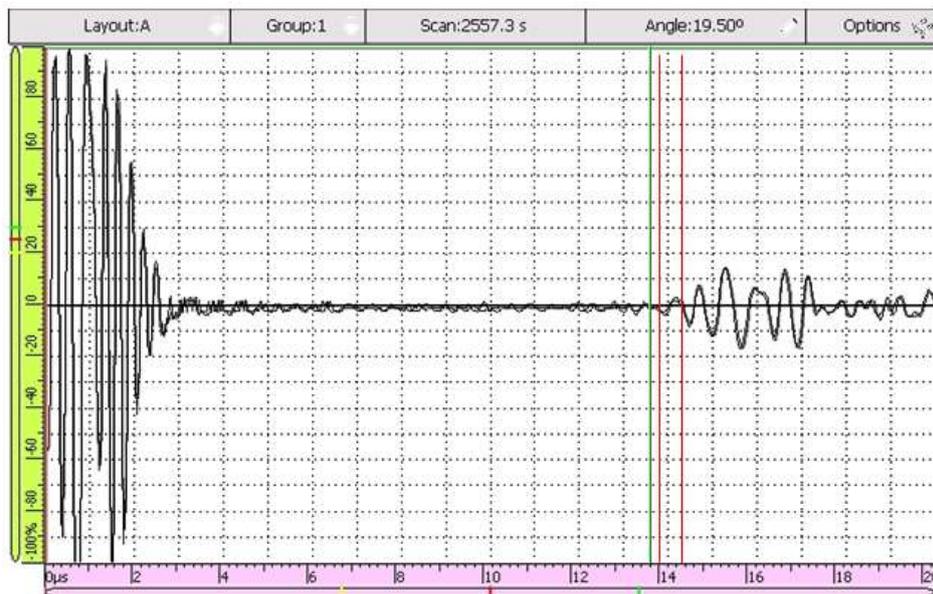


Figura 4.5: Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 140 e 210 MPa sobrepostas.

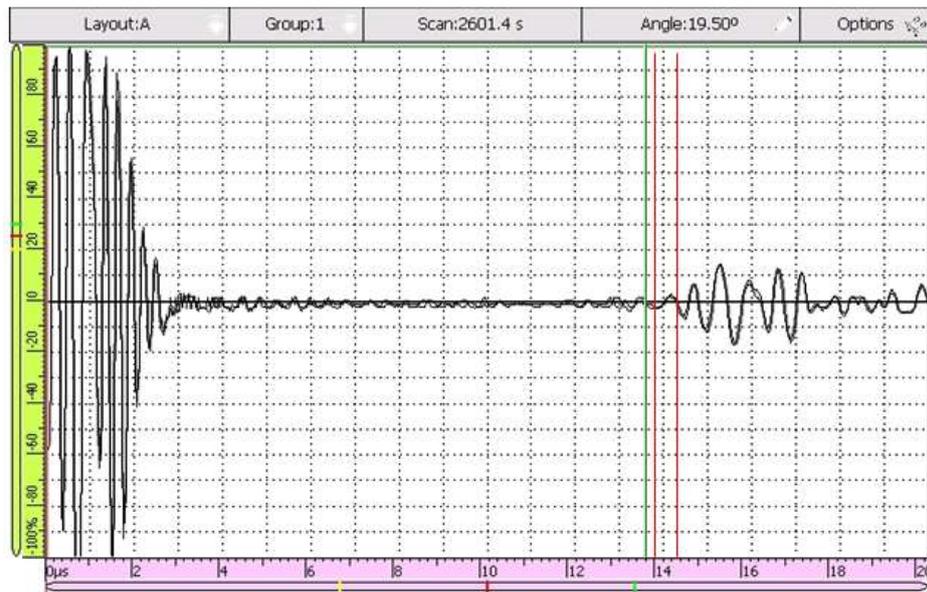


Figura 4.6: Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 210 e 280 MPa sobrepostas.

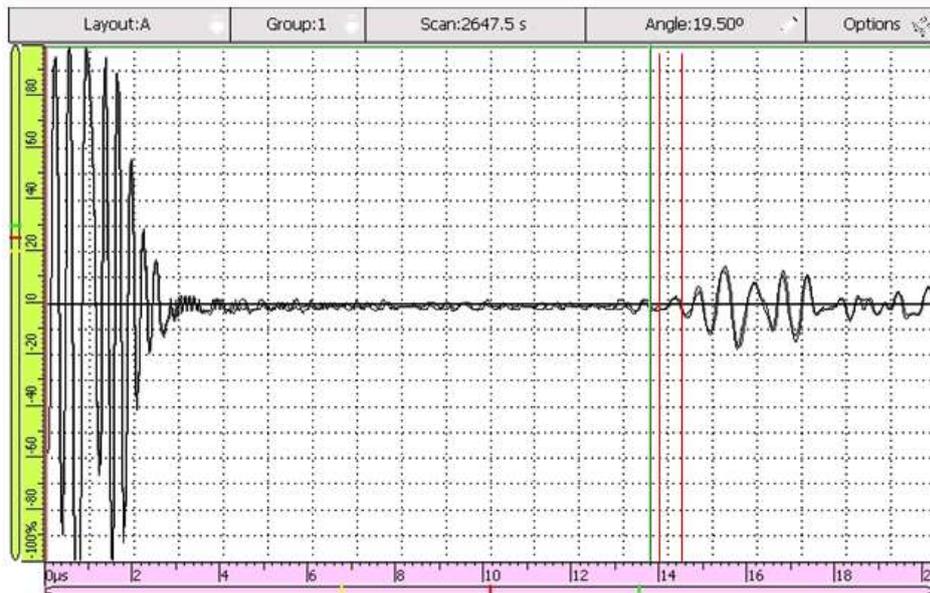


Figura 4.7: Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 280 e 350 MPa sobrepostas.

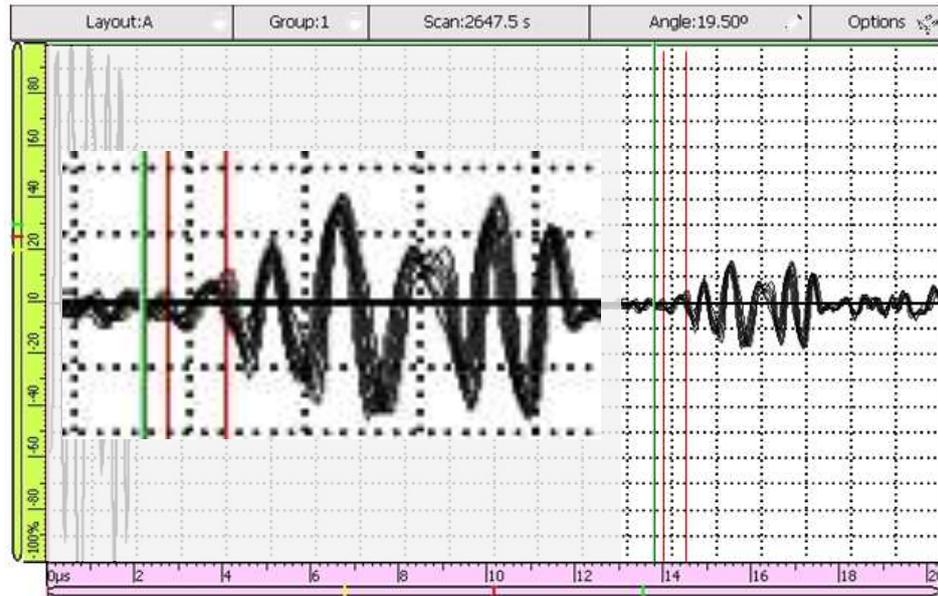


Figura 4.8: Curva Amplitude do Sinal x Tempo - Amostra 2 - Tensão 0, 70, 140, 210, 280 e 350 MPa sobrepostas.

4.1. Influência da temperatura no tempo de percurso da onda L_{cr} (TOF)

A variação do tempo de percurso da onda L_{cr} (TOF) em relação à temperatura mostrou-se linear e o coeficiente angular da reta encontrado foi de $0,0101 \mu\text{s}/^\circ\text{C}$.

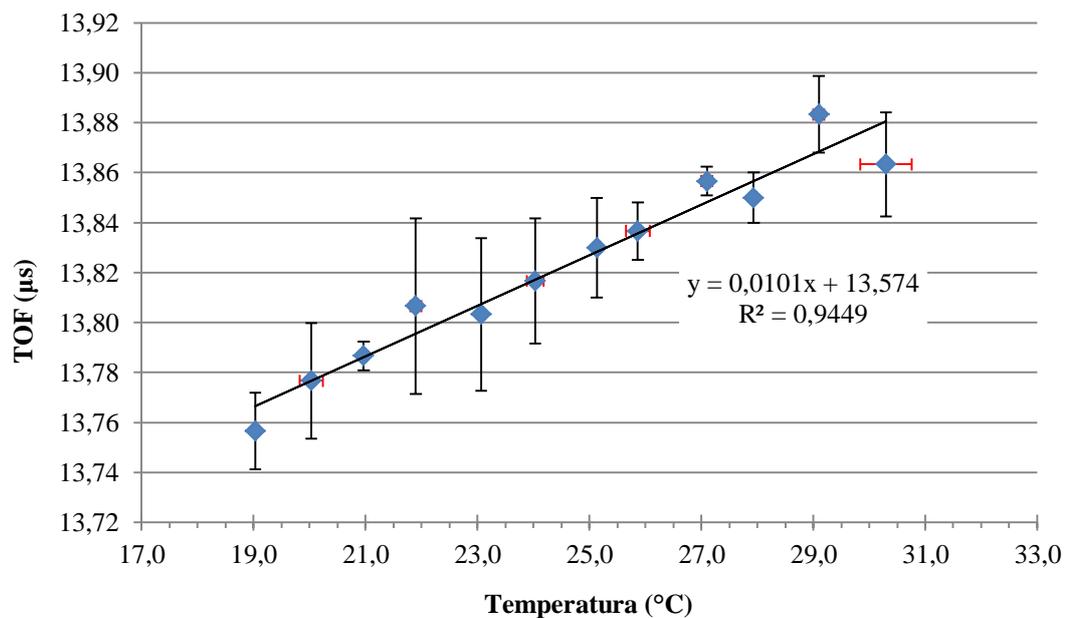


Figura 4.9: Variação do tempo de percurso da onda (TOF) em função da temperatura.

Esse coeficiente é a inclinação da linha de tendência calculada pelo método dos mínimos quadrados mostrada na curva da Figura 4.9 e é utilizado na equação 4.1 para a correção dos valores de TOF medidos em função da temperatura no momento da aquisição dos dados. A temperatura escolhida para padronizar as medições foi 24 °C, por ser essa a temperatura média mantida no laboratório durante os experimentos. Na equação 4.1, $TOF_{corrigido}$ e o TOF_{medido} são dados em micro-segundos, cT é o coeficiente encontrado de variação do TOF pela temperatura dado em micro-segundos/graus Celsius e T é a temperatura medida na amostra durante o experimento em graus Celsius.

$$TOF_{corrigido} = TOF_{medido} + cT \cdot (24 - T) \quad (4.1)$$

4.2. Variação do tempo de percurso da onda L_{cr} (TOF) para amostras ensaiadas sem carga e sem fadiga

A variação no tempo de percurso da onda L_{cr} (TOF) considerando apenas fatores inerentes a cada amostra (variabilidade amostral) e da própria incerteza de medição do equipamento de ultrassom pode ser observada na Tabela 4.1, através das três medições de TOF realizadas para cada amostra, bem como os valores já corrigidos em função da temperatura.

Tabela 4.1: Valores de TOF para amostras ensaiadas sem carga e sem fadiga.

Amostra	Medição	TOF (medido) (μ s)	Temp. (°C)	TOF (corrigido) (μ s)	Média TOF (corrigido) (μ s)	Desvio Padrão (μ s)
1	1	15,57	-----	15,570	15,567	0,006
	2	15,56		15,560		
	3	15,57		15,570		
2	1	14,36	25,4	14,346	14,332	0,015
	2	14,33		14,316		
	3	14,35		14,336		
3	1	13,52	19,4	13,567	13,570	0,006
	2	13,53		13,577		
	3	13,52		13,567		
4	1	14,78	20,9	14,811	14,808	0,006
	2	14,77		14,801		
	3	14,78		14,811		
5	1	15,28	25,5	15,265	15,271	0,006
	2	15,29		15,275		
	3	15,29		15,275		
6	1	15,32	24,0	15,320	15,320	0,000
	2	15,32		15,320		
	3	15,32		15,320		

Nota-se que o desvio padrão do TOF para as três medições realizadas em cada amostra é muito pequeno (variação de 0,000 a 0,015 μs), indicando uma ótima condição de detecção do equipamento quanto ao fenômeno observado. Porém, ao analisar os dados relacionados a toda a população, percebe-se que o TOF apresentou uma variação do menor valor anotado (amostra 3) ao maior valor (amostra 1) de 1,997 μs . Corroborando com essa verificação de que os dados estariam muito dispersos para a população toda, a Figura 4.10 mostra o valor médio e o desvio padrão de toda a população (14,811 μs e 0,685 μs). Comparando esse valor com a média dos desvios de cada amostra (0,0065 μs) observa-se uma variação superior a 10.500 %.

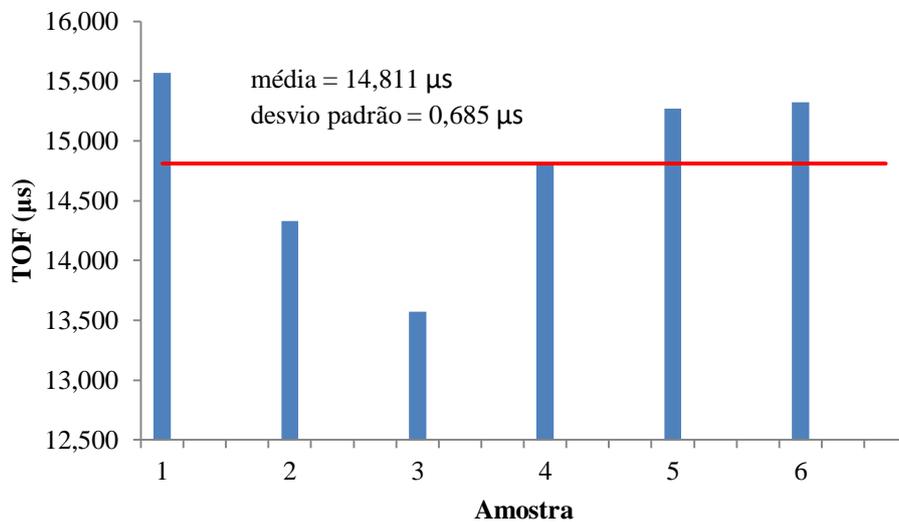


Figura 4.10: Valores de TOF para amostras ensaiadas sem carga e sem fadiga.

Conclui-se então, que as análises realizadas em cada amostra separadamente possuem um nível de confiabilidade muito superior àquelas que levam em consideração toda a população. Nitidamente, essa condição incerta de medição é devido a características intrínsecas de cada amostra, bem como de fatores relacionados à interação entre o equipamento de medição e a amostra, tais como a espessura do filme de gel acoplante entre o transdutor e a sapata acrílica; a espessura do filme de gel acoplante entre a sapata acrílica e a amostra, a posição da sapata na amostra e a força com que a sapata era pressionada contra a amostra durante as medições. A solução para essa questão foi a adoção de um procedimento de calibração, conforme descrito no item 3.4., e repetido sempre que houvesse qualquer alteração na posição da sapata em relação a amostra, ou do transdutor em relação a sapata.

A Tabela 4.2 mostra os resultados aferidos de calibração de cada amostra e adotado como referência para aquela amostra (TOF_R) e o valor correspondente corrigido para a

temperatura de 24 °C (TOF_{RC}). Os valores indicados representam, portanto, a referência utilizada para nova calibração, sempre que uma modificação no conjunto transdutor/sapata ocorria, seja por desacoplamento da amostra para aplicação da carga dinâmica, seja para realização do ensaio estático de histerese ou destrutivo para verificação da tensão residual.

Tabela 4.2: Valores de TOF_R para amostras ensaiadas sem carga e sem fadiga.

Amostra	TOF_R (medido) (μs)	Temperatura (°C)	TOF_{RC} (corrigido) (μs)
2	13,78	25,4	13,77
3	13,37	19,4	13,42
4	13,68	20,9	13,71
5	13,78	25,5	13,76
6	13,80	24,0	13,80

Com a adoção deste procedimento de calibração verificou-se uma dispersão menor dos valores de TOF_{CR} indicados na Tabela 4.2 (desvio padrão de 0,1555 μs). Esse valor representa uma melhora de 77,3 % em relação ao desvio padrão da população da Tabela 4.1, porém ainda superior aos valores de medições específicos para cada amostra. Santos *et al.* (2013) verificaram elevada dispersão dos dados para amostras carbono epóxi unidirecionais, especialmente quando as medições eram realizadas nas direções 45° e 90°.

4.3. Variação do tempo de percurso da onda L_{cr} (TOF) para amostras ensaiadas com carga e sem fadiga

Os resultados apresentados neste item são referentes aos procedimentos experimentais descritos no item 3.4. As amostras foram submetidas a cargas pré-determinadas, de maneira que, considerando a área da seção transversal de cada amostra, as tensões normais médias fossem iguais e múltiplas de 70 MPa até o valor máximo de 350 MPa. O valor máximo estipulado corresponde à metade do limite de resistência obtido no ensaio de tração estático. Dessa forma, foram determinados 5 níveis de carga (70, 140, 210, 280 e 350 MPa), a serem aplicados de maneira sucessiva e intercalados com medições de TOF para aquela condição

específica de carregamento. Nessa condição, nenhuma das amostras havia sido submetida a cargas dinâmicas, de maneira que as amostras são consideradas sem fadiga. Nas curvas das Figuras 4.11 a 4.16, são apresentadas as variações de TOF em função da tensão aplicada.

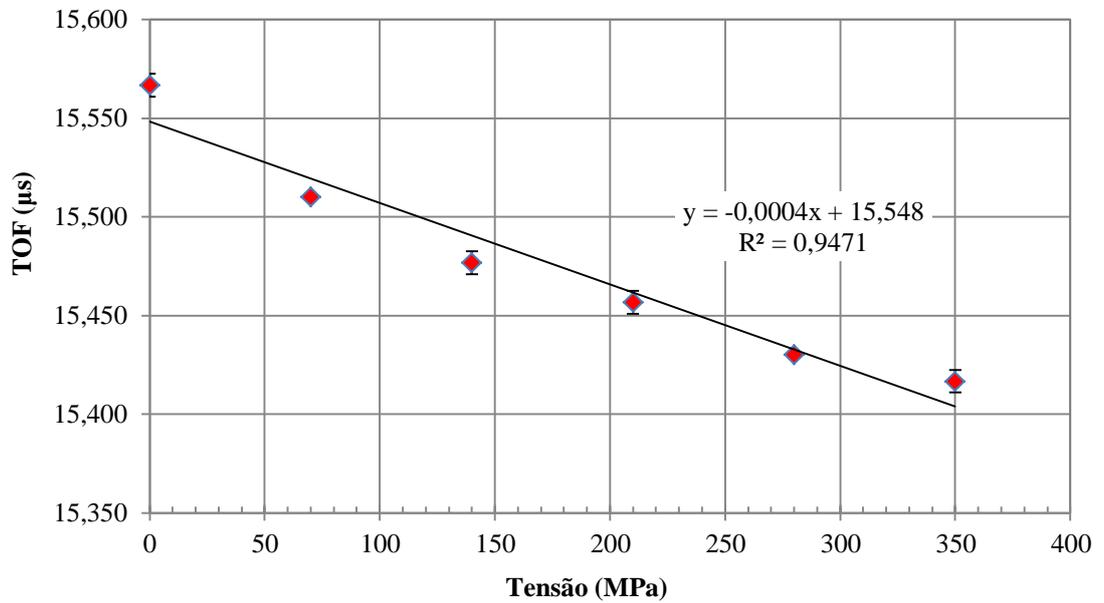


Figura 4.11: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 1.

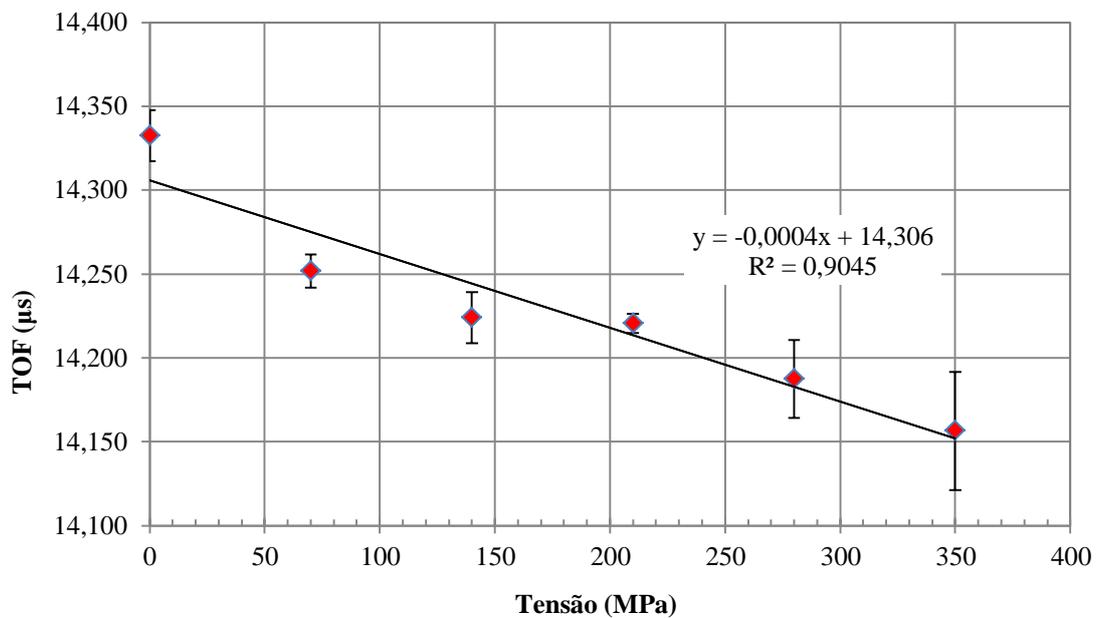


Figura 4.12: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 2.

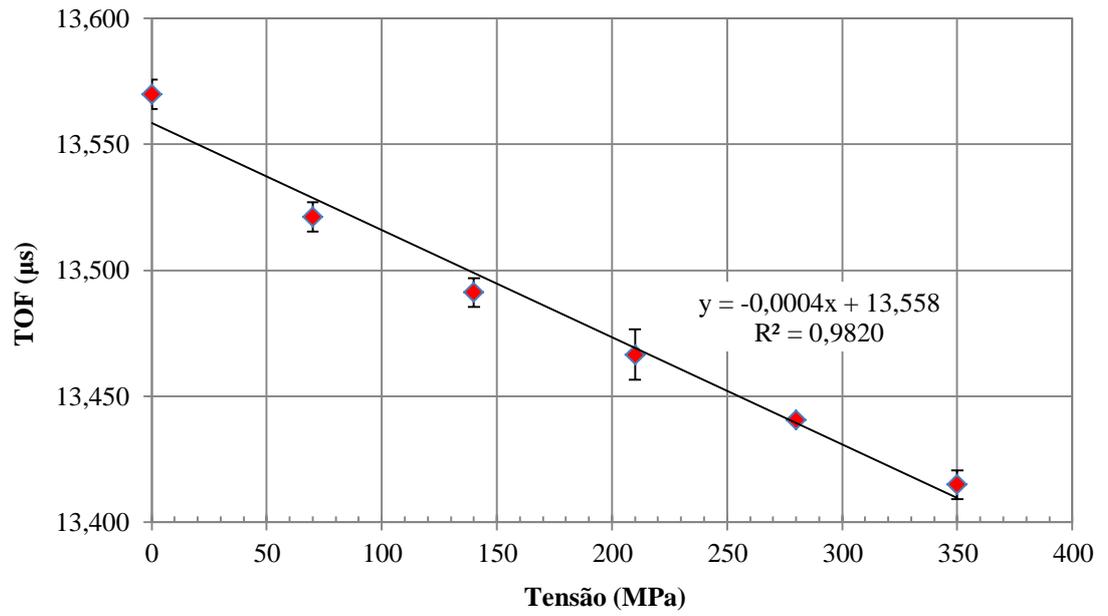


Figura 4.13: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 3.

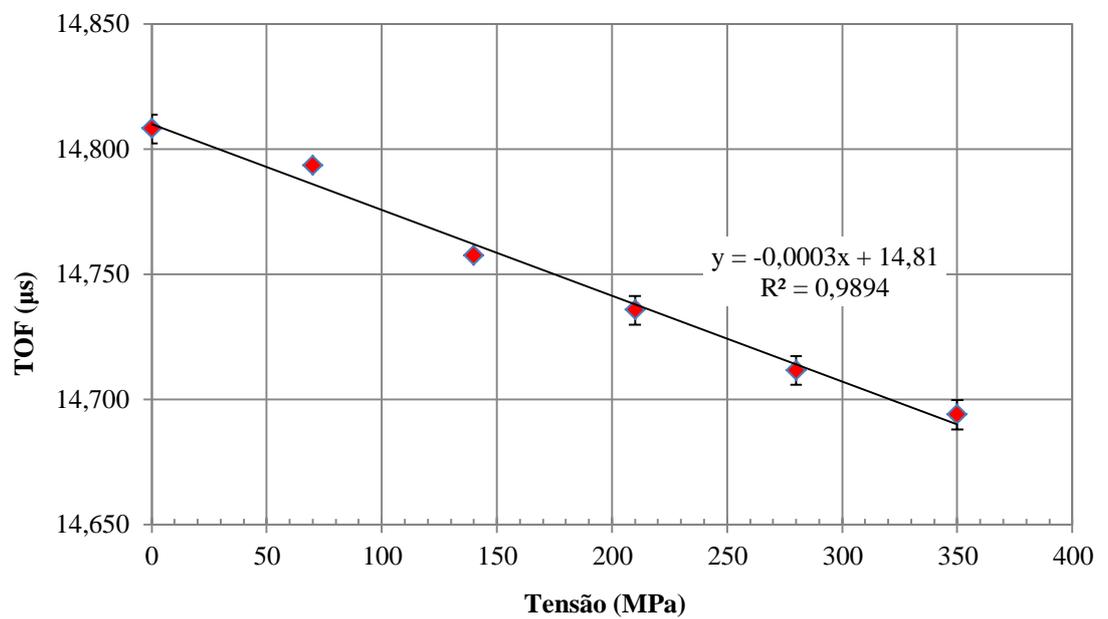


Figura 4.14: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 4.

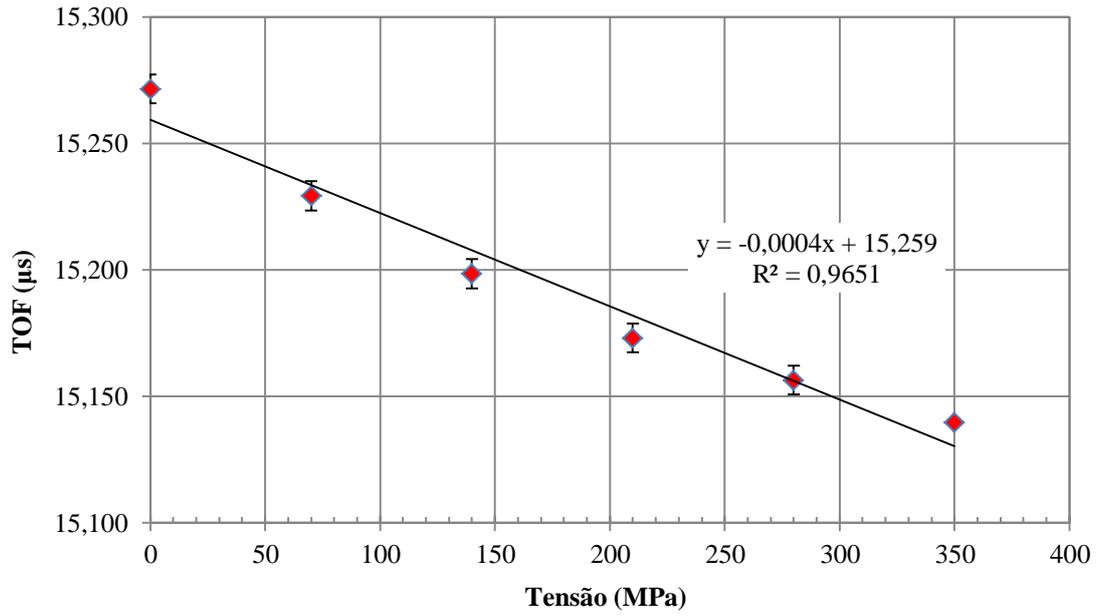


Figura 4.15: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 5.

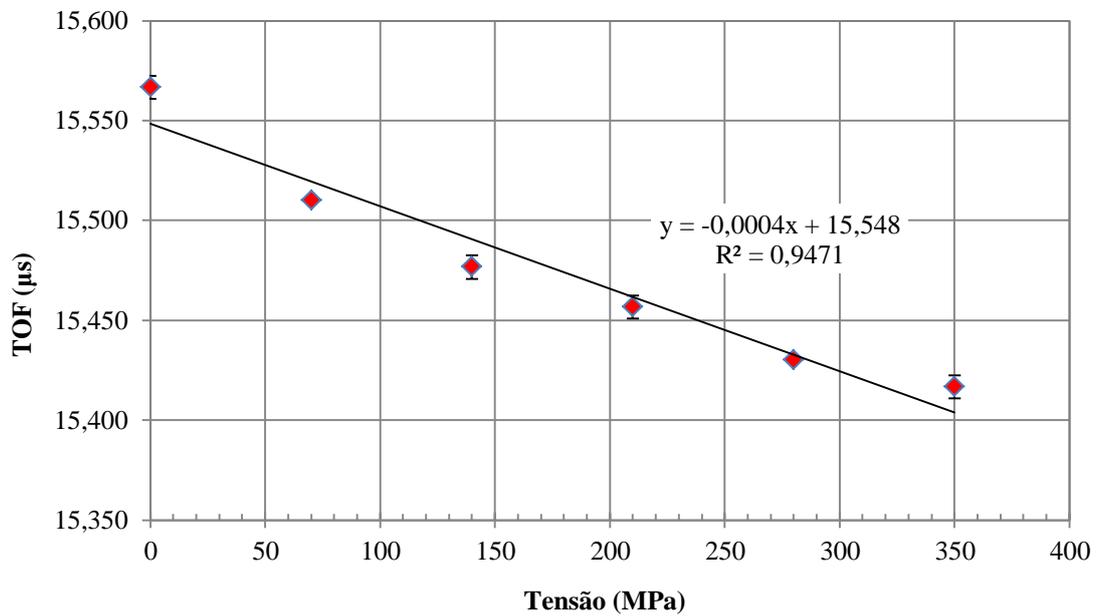


Figura 4.16: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga na amostra 6.

Observando as curvas das Figuras 4.11 a 4.16, pode-se concluir que a relação entre o TOF da onda L_{cr} e a carga axial aplicada é linear, pois o coeficiente de determinação (R^2) obtido com o ajuste de uma equação de tendência linear para os dados das seis amostras está muito

próximo de 1 (entre 0,9045 e 0,9820). Isso significa que mais de 90% da variância dos valores do TOF pode ser explicado pela variação da carga nas amostras utilizadas neste estudo.

A Tabela 4.3 mostra os valores dos coeficientes de determinação das linhas de tendência (R^2) para as seis amostras.

Nota-se também, que a variação do TOF em relação a carga, além de ser linear, é inversamente proporcional, ou seja, o tempo de percurso da onda L_{cr} diminui à medida que a carga aplicada na amostra é acrescida.

Tabela 4.3: Coeficiente de determinação da linha de tendência para cada amostra.

Amostra	Coeficiente de Determinação da linha de tendência (R^2)
1	0,9471
2	0,9045
3	0,9820
4	0,9894
5	0,9651
6	0,9471
Média	0,9559

4.4. Constante Acustoelástica das amostras sem fadiga

Conforme visto no item 2.3.3, Equação 2.32, a variação da tensão ($\Delta\sigma_1$) pode ser relacionada com o módulo de elasticidade longitudinal do material (E_1), a variação no tempo de percurso da onda no material (Δt) e o inverso da constante acustoelástica (L_{11}^1) e do tempo de referência (t_0) em que a onda leva para percorrer a distância na amostra em um estado livre de tensões. É possível reescrever essa relação, deixando em evidência o fator acustoelástico $\left(\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}\right)$ conforme a Equação 4.2.

$$\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t} = \frac{E_1}{L_{11}^1 \cdot t_0} \quad (4.2)$$

Esse fator corresponde ao inverso do coeficiente de inclinação da linha de tendência do gráfico TOF x Carga (tensão) conforme observado na Tabela 4.4.

Tabela 4.4: Fator $\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}$ = (inverso do coeficiente angular da linha de tendência). Amostras sem fadiga.

Amostra	Fator $\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}$ (MPa/ns)
1	- 2,43
2	- 2,27
3	- 2,35
4	- 2,92
5	- 2,72
6	- 3,65
Média	- 2,72
Desvio Padrão	0,51

Comparando-se os valores de $\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}$ das amostras, pode-se verificar uma dispersão dos dados pequena (desvio padrão de 0,51 MPa/ns), com um valor médio de - 2,72 MPa/ns. Esse valor deve ser interpretado como um decréscimo da tensão normal média na seção transversal da amostra da ordem de 2,72 MPa, a cada nanosegundo de aumento no tempo de percurso da onda L_{cr} . Também se pode entender o resultado em função da variação da velocidade da onda, considerando a distância percorrida pela onda constante, o que levaria a conclusão de que cada unidade decrescida de tempo de percurso, em ns, da onda ultrassônica na amostra indica um acréscimo de 2,72 MPa de tensão normal na seção transversal da mesma.

Partindo-se da Equação 2.32, é possível rearranjá-la deixando a constante acustoelástica (L_{11}^1) em função dos demais parâmetros, conforme a Equação 4.3, onde E_1 é o módulo de elasticidade do material na direção 1, t_0 o tempo de percurso da onda no corpo sem tensão e $\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}$ é o fator acustoelástico do material para a tensão sendo aplicada na direção 1 e onda longitudinal se propagando também na direção 1.

Deve-se salientar que para a equação 4.3 ser válida, a distância percorrida pela onda deve ser constante.

$$L_{11}^1 = \frac{E_1}{\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t} \cdot t_0} \quad (4.3)$$

O tempo t_0 de percurso da onda no corpo livre de tensões pode ser calculado em função da distância d percorrida no material da amostra ensaiada e pela velocidade v_a de propagação no material conforme a Equação 2.33. A distância d está identificada no esquema da sapata (Figura 4.17) e tem valor de 28,179 mm.

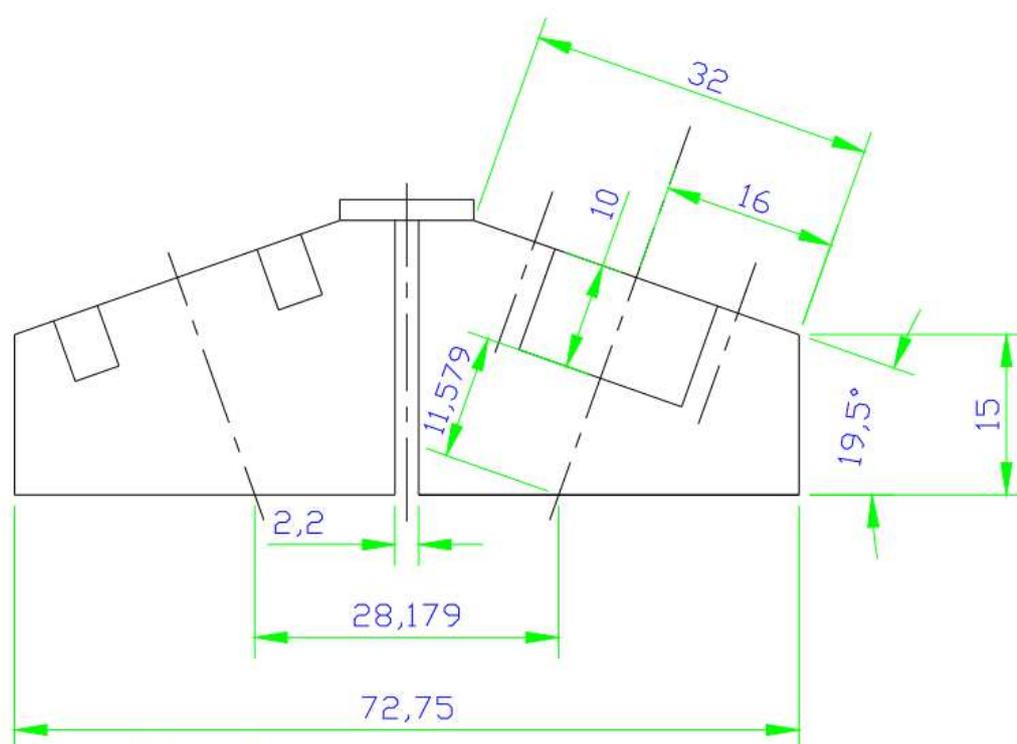


Figura 4.17: Distâncias d_s e d_a para cálculo do tempo de percurso t_0 . Cotas em mm.

A velocidade da onda na amostra v_a foi medida no item (3.3.2) e vale 7.796 m/s.

Substituindo os valores conhecidos de distância e velocidade na Equação (2.33), pode-se obter o valor de t_0 igual a 3,6145 μ s.

O módulo de elasticidade longitudinal na direção 1, E_l , foi obtido através do ensaio estático de tração realizado inicialmente para determinação da carga máxima de ruptura em três amostras (Tabela 4.5). O valor médio do módulo encontrado foi de 63,553 GPa.

Tabela 4.5: Módulo de Elasticidade Longitudinal E_l para três amostras do laminado $(0, 90)_8$.

Amostra	Módulo Elasticidade Longitudinal (E_l) (GPa)
1	60,268
2	69,618
3	60,773
Média	63,553
Desvio Padrão	5,258

Pode-se então calcular o valor da constante acustoelástica L_{11}^1 através da Equação 4.3, obtendo-se o valor de $-6,46$. Esse valor é praticamente a metade do valor encontrado por Santos *et al.* (2013) e Wang *et al.* (2018) para compósitos carbono/epóxi unidirecionais sem fadiga.

4.5. Variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da fadiga para amostras sem carga até 1 milhão de ciclos – Amostras 1, 2 e 3

Os dados apresentados neste item referem-se às medições do tempo de percurso da onda L_{cr} (TOF) à medida que as amostras eram submetidas ao procedimento descrito no item 3.4 com o objetivo de induzir as amostras à condição de fadiga. As amostras 1, 2 e 3 foram ensaiadas dinamicamente em intervalos de 20 mil ciclos até atingir 100 mil ciclos e posteriormente em intervalos de 150 mil ciclos até atingir 1 milhão de ciclos.

Fato relevante observado, é que a referência adotada no sinal da onda para medição do tempo de percurso (TOF) precisou ser alterada em determinados estágios do processo de fadiga das amostras. Essa mudança fez-se necessária em função da degradação do sinal à medida que o número de ciclos de fadiga aumentava.

AMOSTRA 1

As Figuras 4.18 a 4.29 demonstram a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da fadiga induzida na amostra 1. Pode-se perceber o fenômeno de degradação do sinal ocorrendo, sendo que para ciclos de fadiga superiores a 550 mil (Figura 4.26) a dificuldade de

se identificar o referencial de cruzamento da onda com o eixo horizontal aumenta consideravelmente.

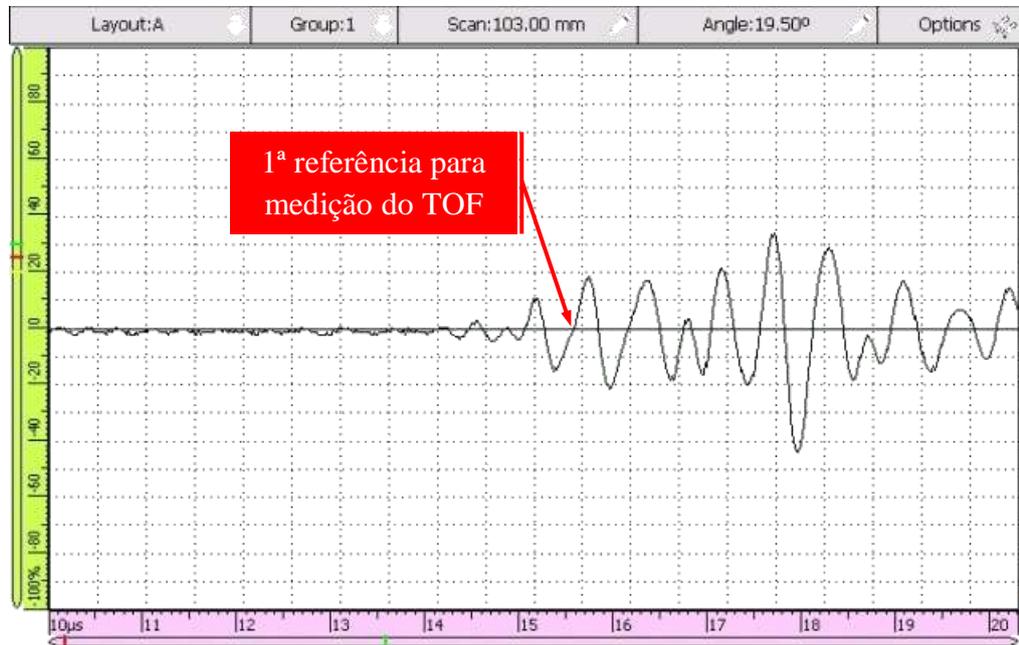


Figura 4.18: 1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 1.

Essa impossibilidade de acompanhar com certeza o referencial de cruzamento da onda com o eixo horizontal ocorreu a partir do estágio 6 de fadiga (100 mil ciclos) e novamente no estágio 10 (700 mil ciclos). Isso significa que foram necessárias 3 referências diferentes durante todo o ensaio.

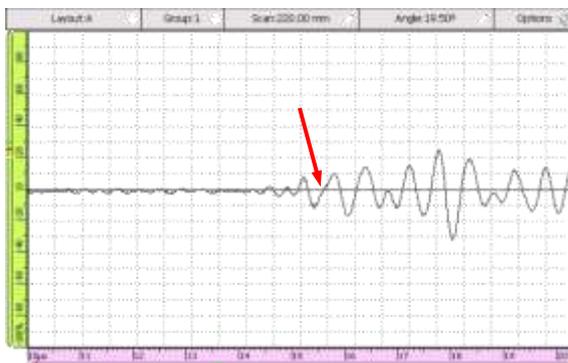


Figura 4.19: Forma da onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 1.

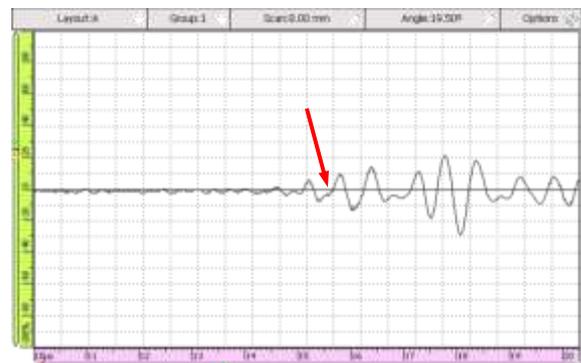


Figura 4.20: Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 1.

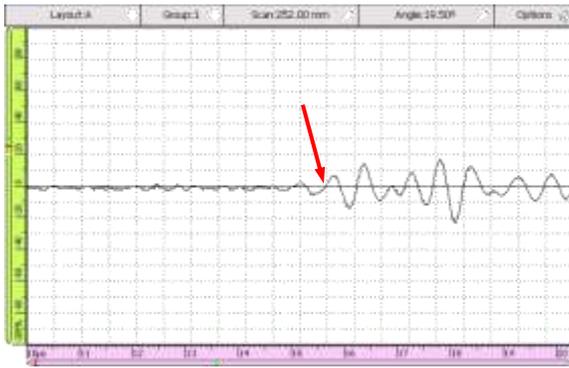


Figura 4.21: Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 1.

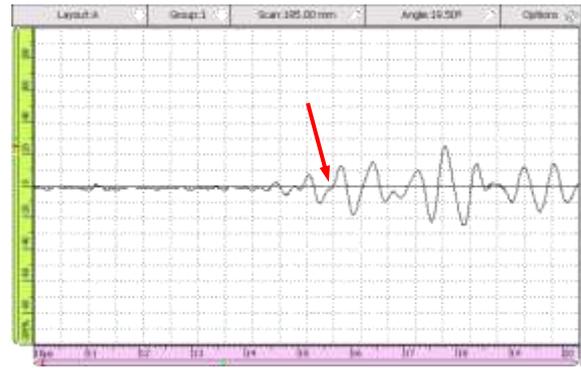


Figura 4.22: Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 1.

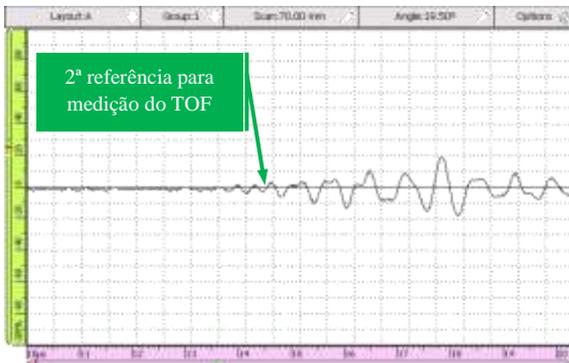


Figura 4.23: Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 1.

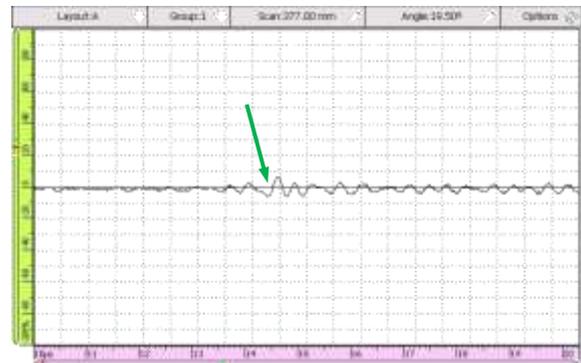


Figura 4.24: Onda L_{cr} para 250 mil ciclos de fadiga na amostra 1.

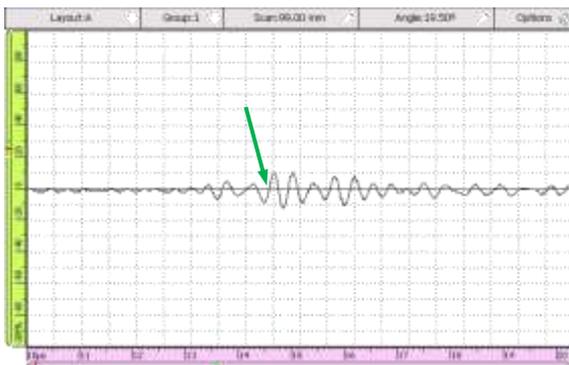


Figura 4.25: Onda L_{cr} para 400 mil ciclos de fadiga na amostra 1.

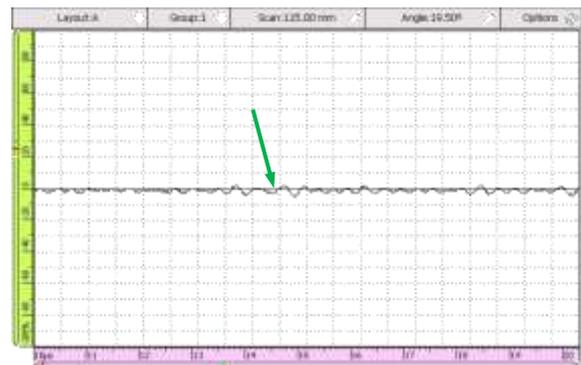


Figura 4.26: Onda L_{cr} para 550 mil ciclos de fadiga na amostra 1.



Figura 4.27: Onda L_{cr} para 700 mil ciclos de fadiga na amostra 1.

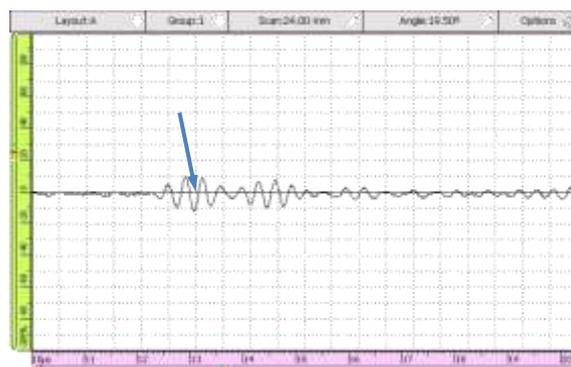


Figura 4.28: Onda L_{cr} para 850 mil ciclos de fadiga na amostra 1.

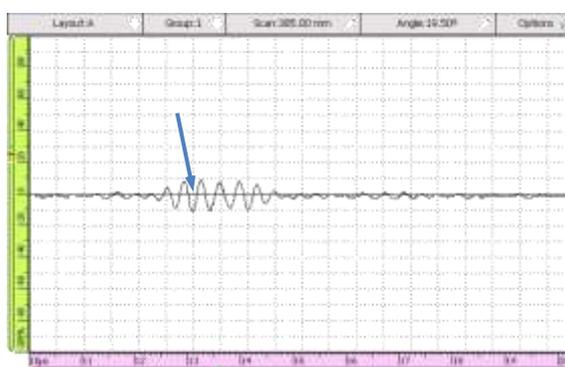


Figura 4.29: Onda L_{cr} para 1 milhão ciclos de fadiga na amostra 1.

Conforme visto no item 2.2.2., a causa provável da degradação do sinal para os ciclos iniciais, seriam as trincas transversais entre os cabos da região da trama e, posteriormente, para os ciclos seguintes, o cisalhamento entre os cabos da direção do urdume, seguido de trincas nas regiões ricas em resina, até chegar às delaminações nos entrelaçamentos de cabos nas regiões de trama/urdume. Tais fenômenos, apesar de sugeridos como responsáveis pela alteração na forma da onda, diminuindo significativamente a amplitude do sinal captado pelo transdutor, não podem ser associados exatamente com cada mudança ocorrida de referencial para medição do TOF, porque para isso seria necessário uma abordagem menos fenomenológica e mais próxima dos modelos de dano progressivo. Como não faz parte do escopo desta tese o acompanhamento do mecanismo de dano ou dos modos de falha durante o processo de fadiga, e sim seu impacto na degradação das propriedades do material, não há elementos para tal associação. Porém, a presença de tais modos de falha é algo que pode ser comprovado pela observação das imagens da seção longitudinal da amostra 1, após 1 milhão de ciclos (Figuras 4.30 a 4.33).

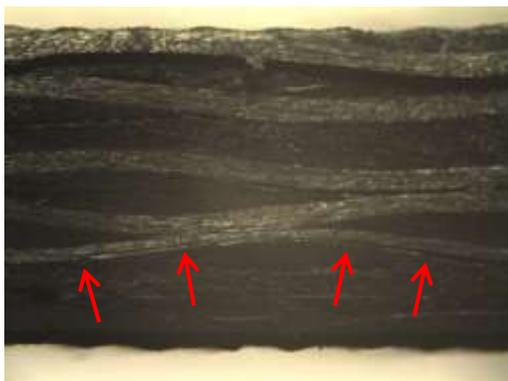


Figura 4.30: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 1. Falha por cisalhamento de cabos que compõem a direção do urdume.

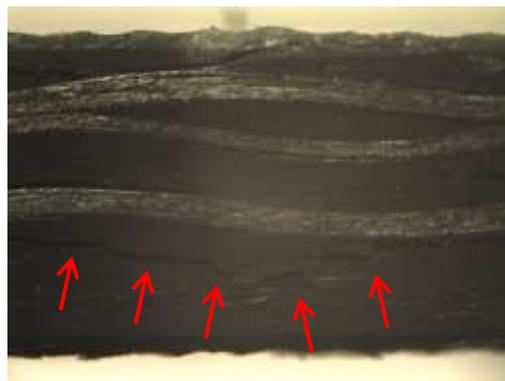


Figura 4.31: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 1. Trincas nas regiões ricas em resina.

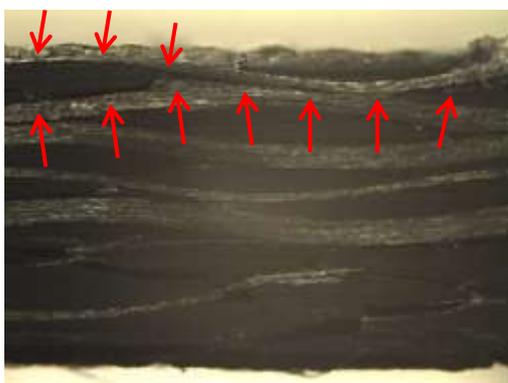


Figura 4.32: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 1. Delaminações nos entrelaçamentos de cabos nas regiões de trama e urdume.

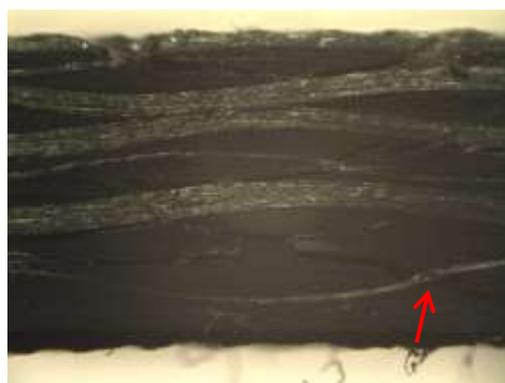


Figura 4.33: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 1. Falha por tração de cabos do urdume.

Pode-se observar pelas Figuras 4.34, 4.35 e 4.36 a variação do TOF em relação ao número de ciclos de fadiga para a amostra 1, considerando as 3 referências de medição.

A Figura 4.34 apresenta uma variação crescente do TOF para fadiga até 80 mil ciclos com uma elevação substancial em 40 mil ciclos, seguido de uma queda em 60 e 80 mil ciclos. Essa característica apresentada para 40 mil ciclos poderia ser interpretada como variação do próprio processo de medição caso não tivesse sido observada também nas demais amostras (2, 3, 4, 5 e 6). Assim, sugere-se que a curva de tendência que oferece uma melhor correlação para os dados seja um polinômio de no mínimo grau três, como o apresentado na Figura 4.34, com coeficiente de determinação (R^2) igual a 0,84. Os dados amostrais apresentam um desvio padrão de 0,032 μ s demonstrando baixa dispersão.

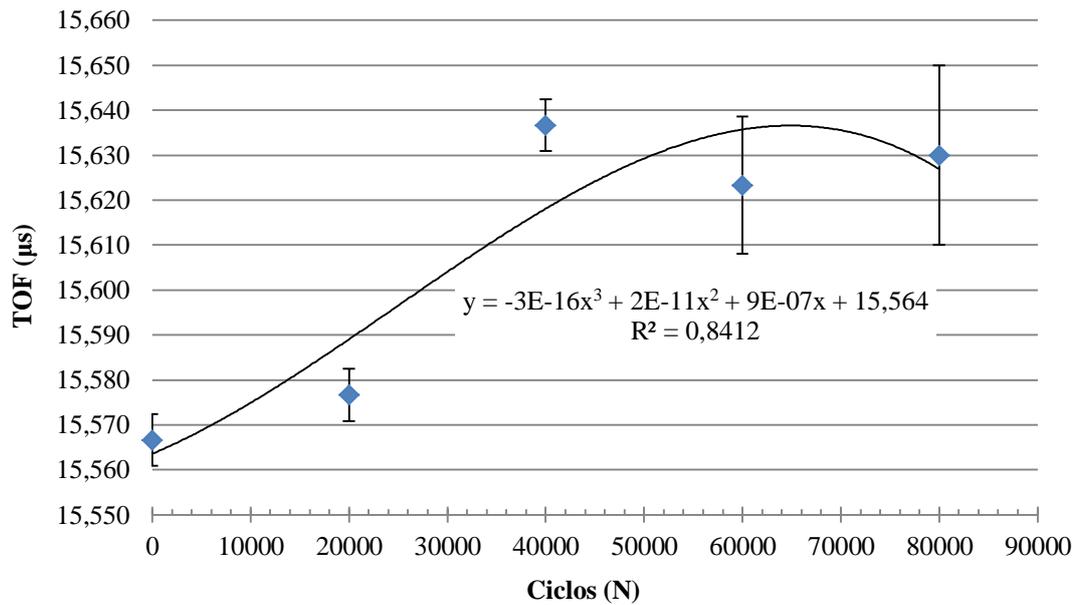


Figura 4.34: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 1 (sem carga).
N variando de 0 a 80 mil ciclos (1ª referência de cruzamento com eixo horizontal).

A Figura 4.35 apresenta uma variação para o TOF em fadiga de 100 mil até 550 mil crescente e aparentemente linear ($R^2 = 0,86$). Quando comparado com os dados das amostras 2 e 3 para esse mesmo período, os resultados divergem significativamente, tanto em relação a direção quanto ao próprio tipo de tendência. O desvio padrão para a amostra é de 0,048 µs.

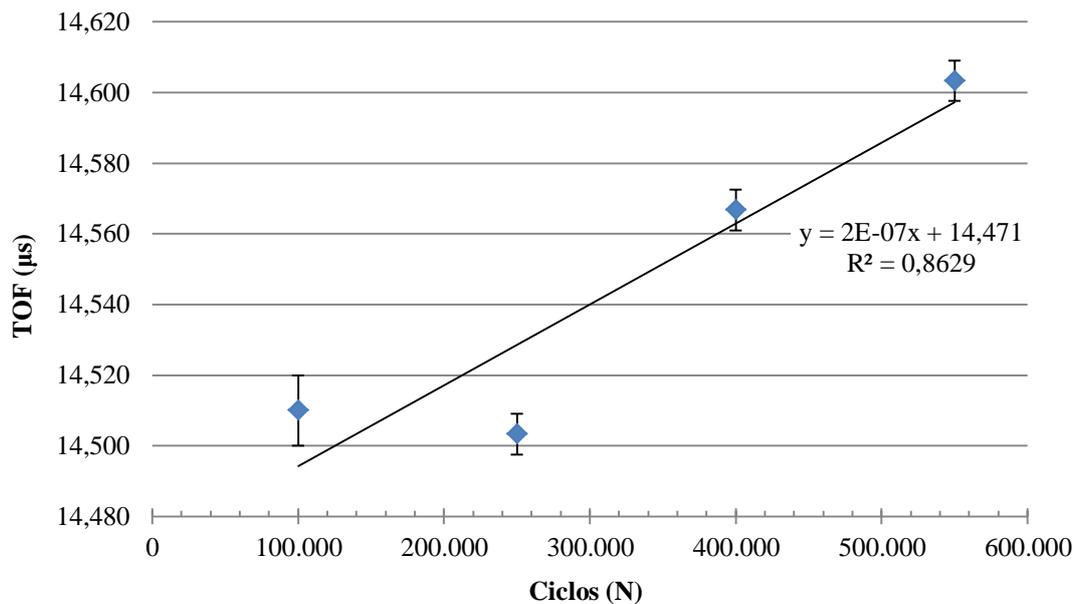


Figura 4.35: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 1 (sem carga).
N variando de 100 mil a 550 mil ciclos (2ª referência de cruzamento com eixo horizontal).

A Figura 4.36 apresenta os dados para o intervalo de 700 mil até 1 milhão de ciclos e não permite extrair conclusões sobre o comportamento do TOF neste intervalo.

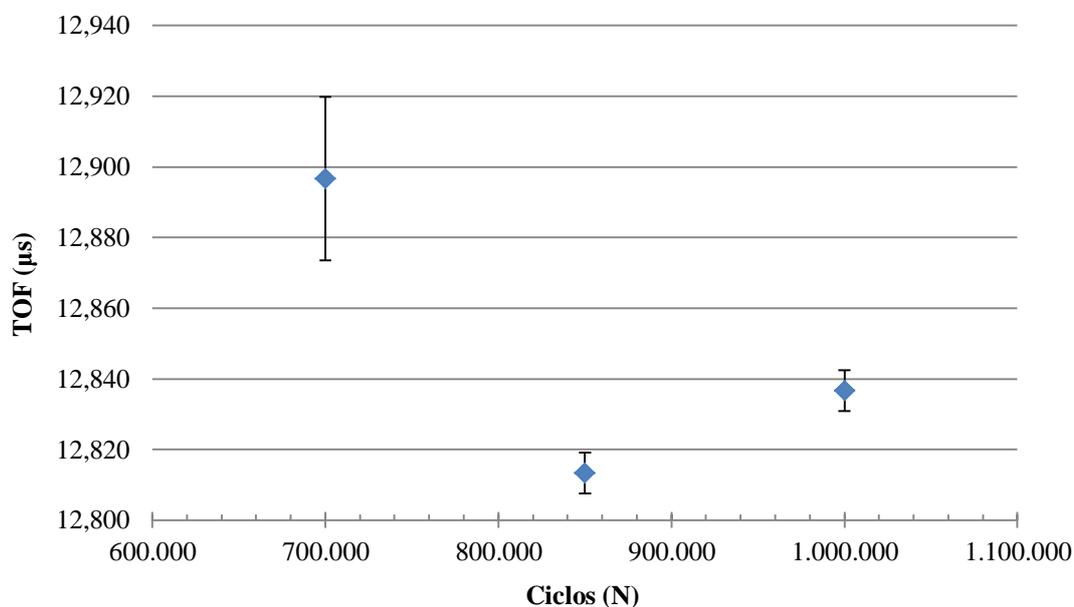


Figura 4.36: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 1 (sem carga). N variando de 700 mil a 1 milhão de ciclos (3ª referência de cruzamento com eixo horizontal).

AMOSTRA 2

As Figuras 4.37 a 4.48 apresentam a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da fadiga induzida na amostra 2. Pode-se perceber o fenômeno de degradação do sinal novamente ocorrendo, com dificuldade na identificação do referencial de cruzamento da onda com o eixo horizontal para ciclos de fadiga superiores a 100 mil.

Houve impossibilidade de acompanhar com certeza o referencial inicial de cruzamento da onda com o eixo horizontal a partir do estágio 6 de fadiga (100 mil ciclos), problema que se repetiu no estágio 7 (250 mil ciclos) sendo necessário adotar um terceiro referencial.

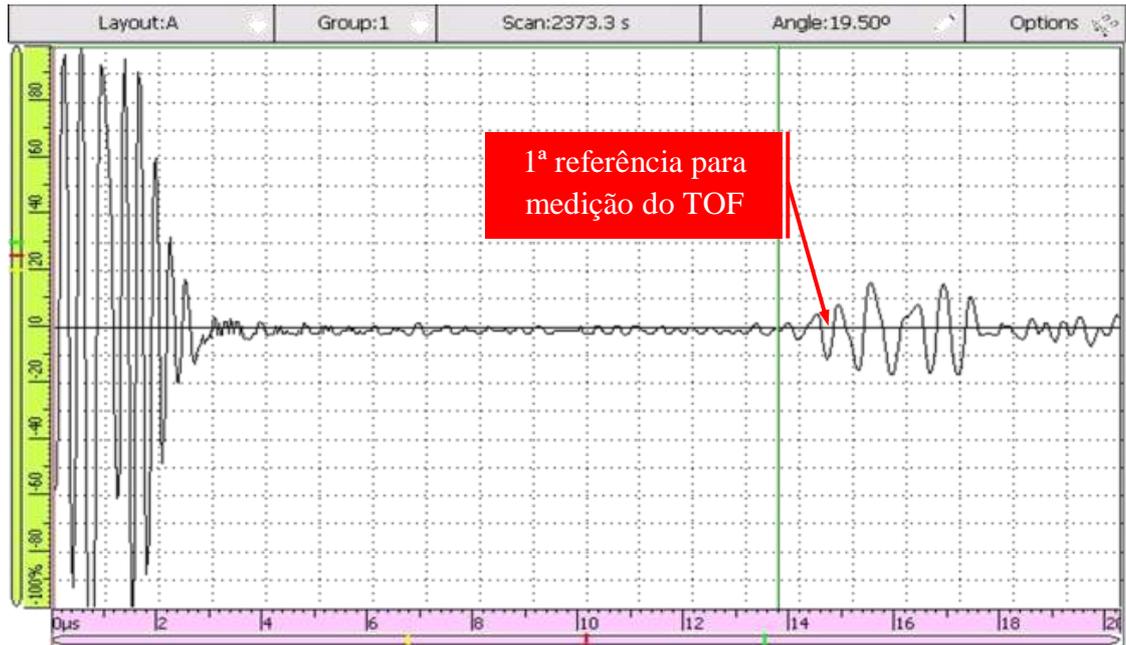


Figura 4.37: 1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 2.

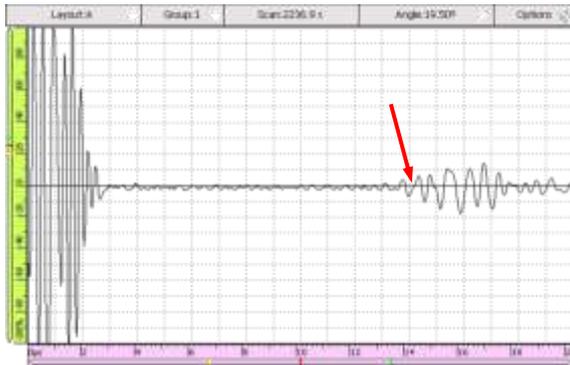


Figura 4.38: Onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 2.

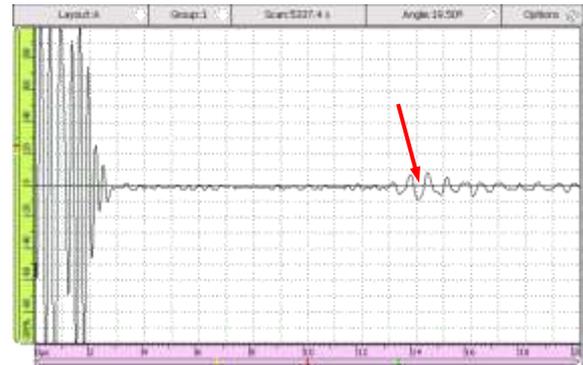


Figura 4.38: Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 2.

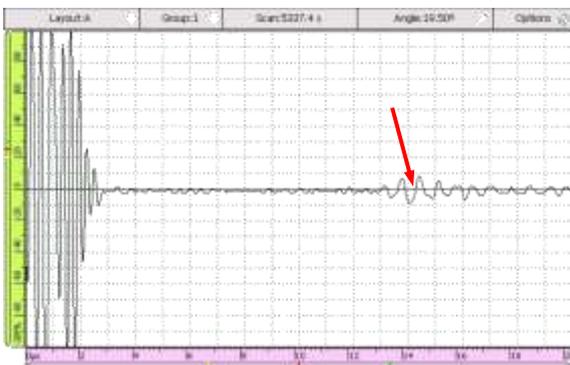


Figura 4.40: Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 2.

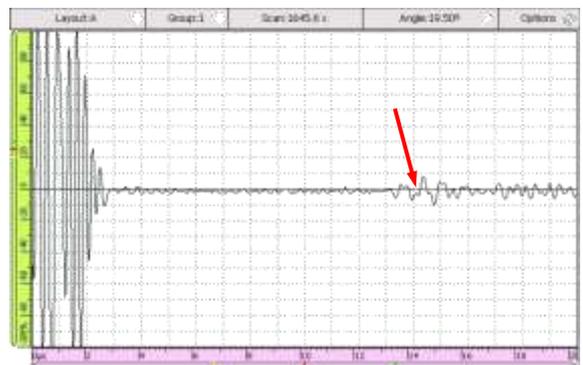


Figura 4.41: Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 2.



Figura 4.42: Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 2.



Figura 4.43: Onda L_{cr} para 250 mil ciclos de fadiga na amostra 2.

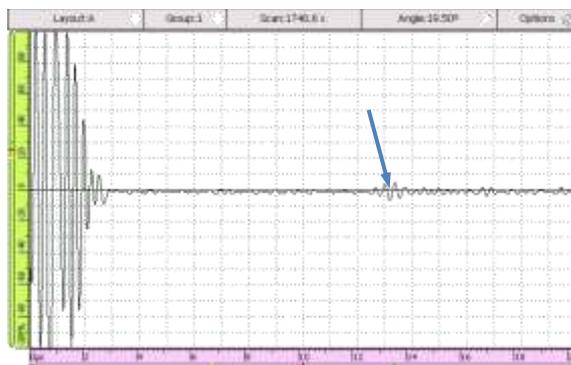


Figura 4.44: Onda L_{cr} para 400 mil ciclos de fadiga na amostra 2.

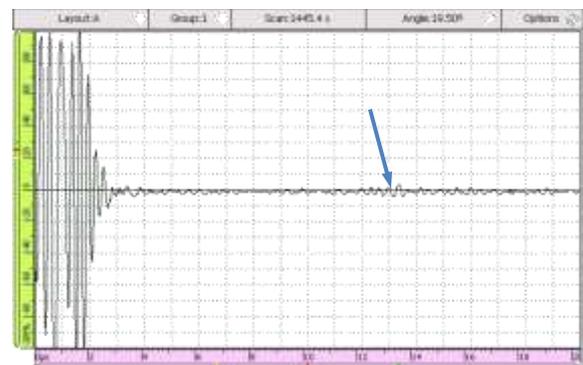


Figura 4.45: Onda L_{cr} para 550 mil ciclos de fadiga na amostra 2.

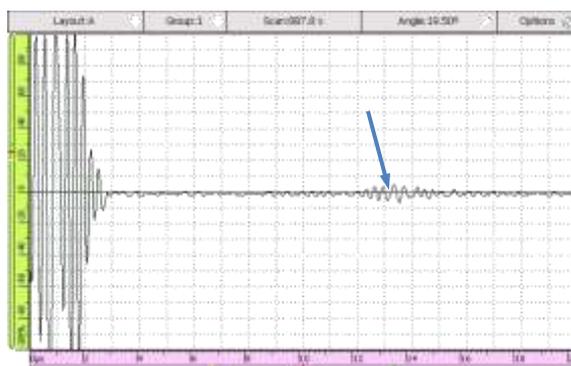


Figura 4.46: Onda L_{cr} para 700 mil ciclos de fadiga na amostra 2.

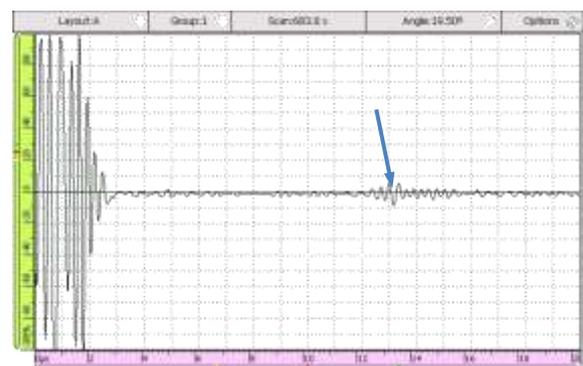


Figura 4.47: Onda L_{cr} para 850 mil ciclos de fadiga na amostra 2.

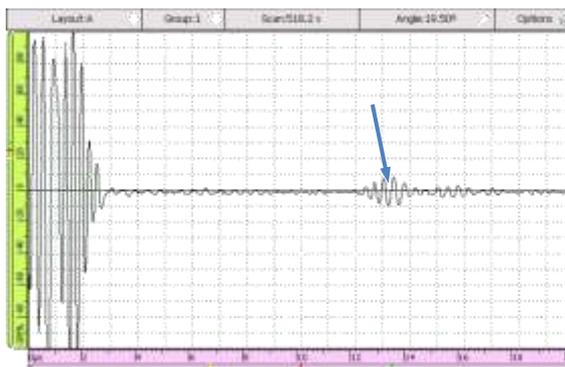


Figura 4.48: Onda L_{cr} para 1 milhão ciclos de fadiga na amostra 2.

A presença dos modos de falha esperados pôde ser comprovado pela observação das imagens da seção longitudinal da amostra após 1 milhão de ciclos (Figuras 4.49 a 4.52).

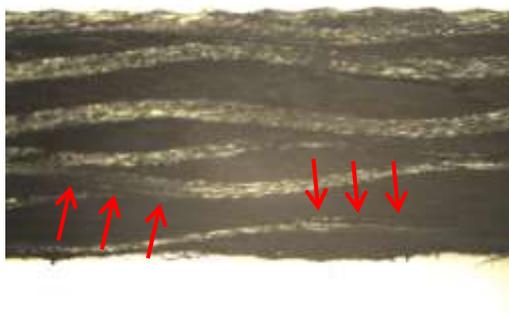


Figura 4.49: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 2. Falha por cisalhamento de cabos que compõem a direção do urdume.

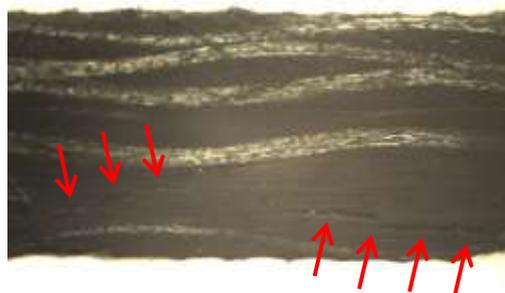


Figura 4.50: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 2. Trincas nas regiões ricas em resina.

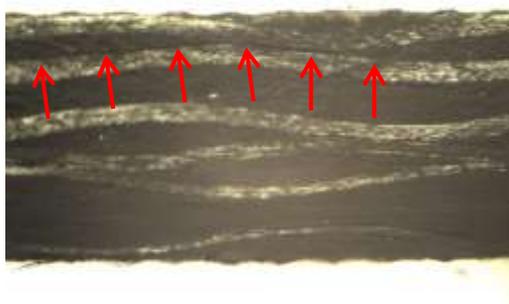


Figura 4.51: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 2. Delaminações nos entrelaçamentos de cabos nas regiões de trama e urdume.

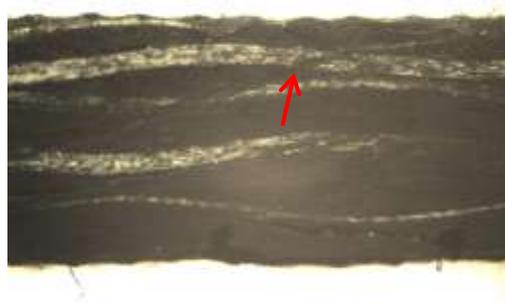


Figura 4.52: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 2. Falha por tração de cabos do urdume.

A variação do TOF em relação ao número de ciclos de fadiga, considerando a primeira e a última referência de medição adotadas, pode ser observada nas Figuras 4.53 e 4.54 (a segunda referência de medição não será utilizada pois contém apenas uma medição).

A Figura 4.53 apresenta uma variação crescente do TOF para fadiga entre 20 mil até 60 mil ciclos, seguido de uma queda entre 60 mil e 80 mil ciclos. Nota-se similaridade da curva de tendência (polinomial de grau três) desta amostra com a amostra anterior (amostra 1). O coeficiente de determinação (R^2) para o polinômio interpolado foi igual a 0,99 com os dados amostrais apresentando um desvio padrão de 0,055 μs .

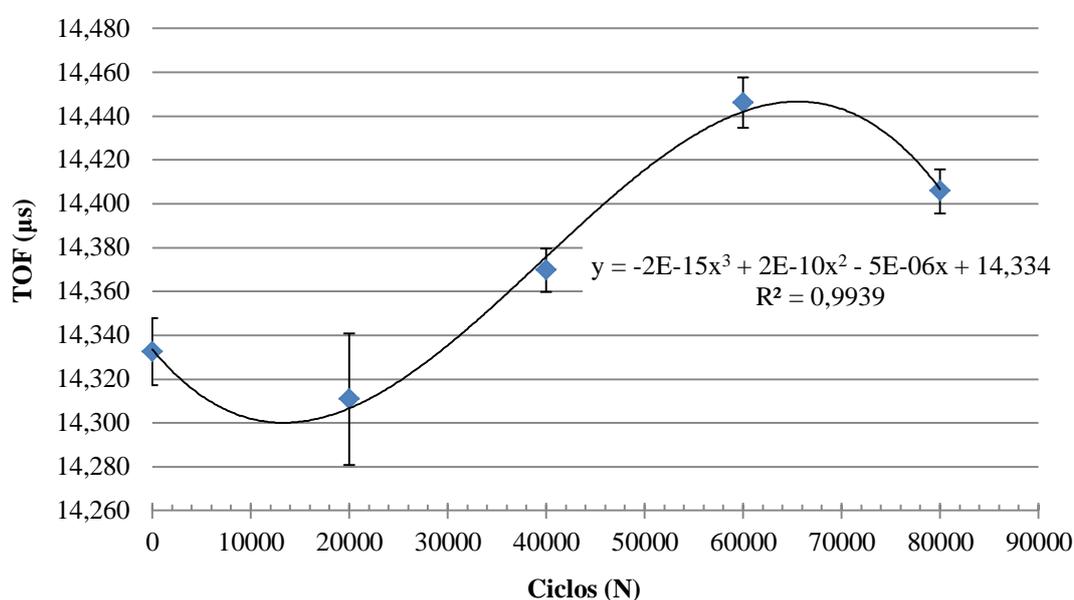


Figura 4.53: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 2 (sem carga).
N variando de 0 a 80 mil ciclos (1ª referência de cruzamento com eixo horizontal).

A Figura 4.54 apresenta a variação para o TOF em fadiga de 250 mil até 1 milhão de ciclos dessa amostra, de forma muito dispersa, não permitindo extrair conclusões sobre qualquer tipo de tendência. O desvio padrão para a amostra é de 0,034 μs .

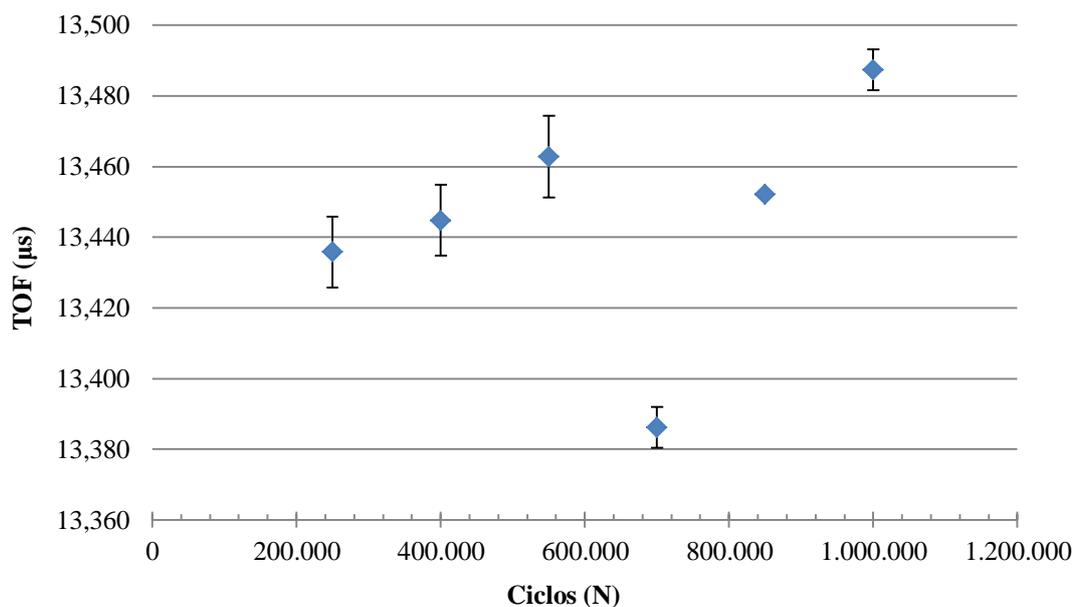


Figura 4.54: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 2 (sem carga). N variando de 250 mil a 1 milhão ciclos (3ª referência de cruzamento com eixo horizontal).

AMOSTRA 3

As Figuras 4.55 a 4.66 apresentam a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da fadiga induzida na amostra 3. Percebe-se a redução da amplitude do sinal com dificuldade de identificação do referencial de cruzamento da onda com o eixo horizontal a partir de 100 mil ciclos.

Diante da impossibilidade de acompanhar com certeza o referencial de cruzamento da onda com o eixo horizontal inicial a partir do estágio 6 de fadiga (100 mil ciclos), adotou-se nova referência para o estágio 7 (250 mil ciclos) que perdurou até o próximo estágio (400 mil ciclos) quando uma terceira referência foi adotada até o último estágio (1 milhão de ciclos).

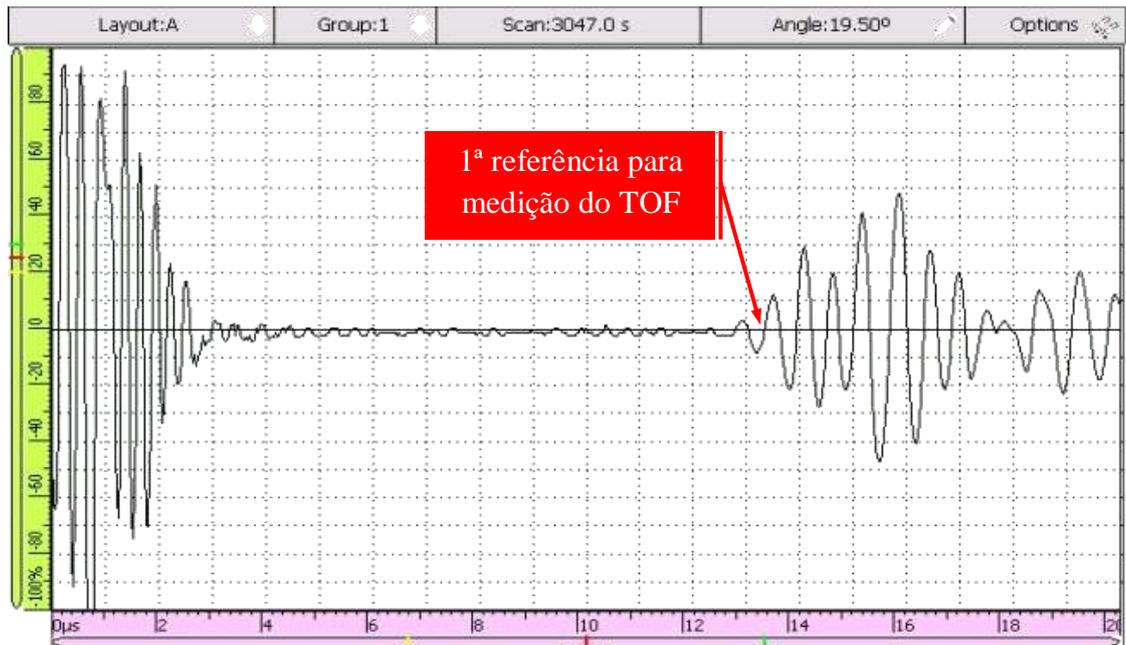


Figura 4.55: 1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 3.

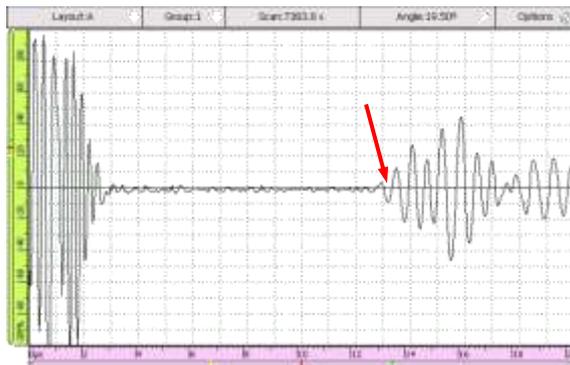


Figura 4.56: Onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 3.

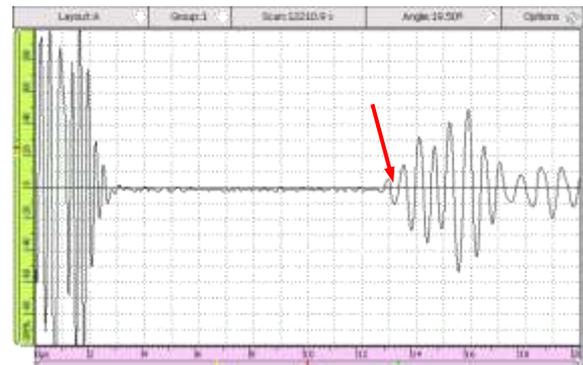


Figura 4.57: Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 3.

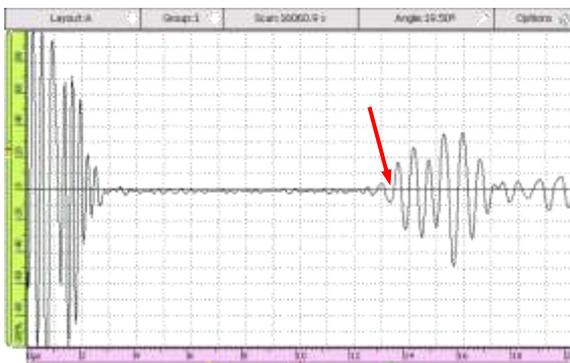


Figura 4.58: Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 3.

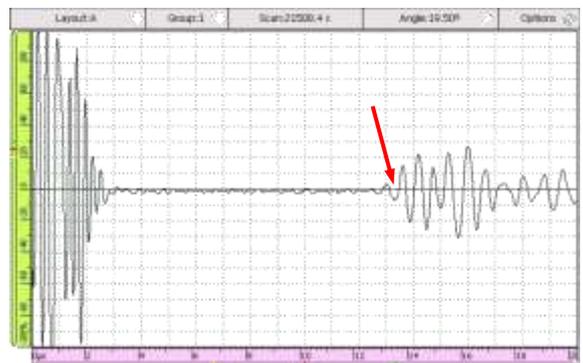


Figura 4.59: Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 3.

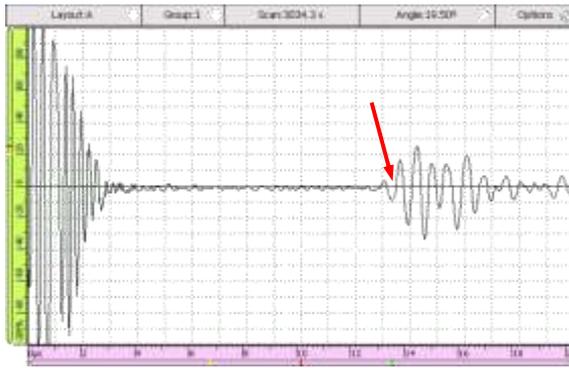


Figura 4.60: Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 3.

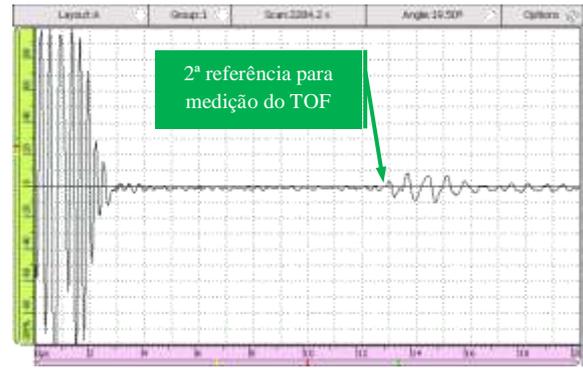


Figura 4.61: Onda L_{cr} para 250 mil ciclos de fadiga na amostra 3.

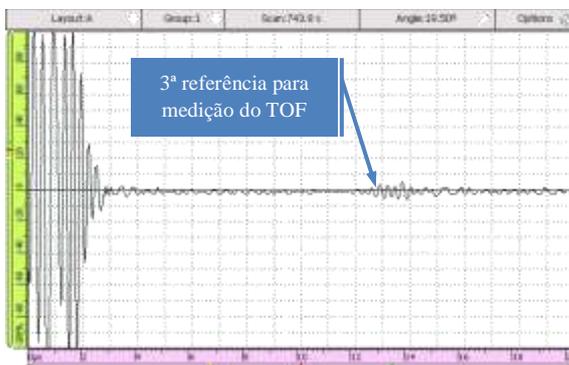


Figura 4.62: Onda L_{cr} para 400 mil ciclos de fadiga na amostra 3.

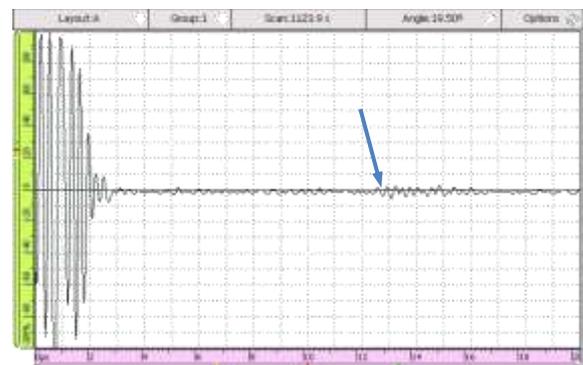


Figura 4.63: Onda L_{cr} para 550 mil ciclos de fadiga na amostra 3.

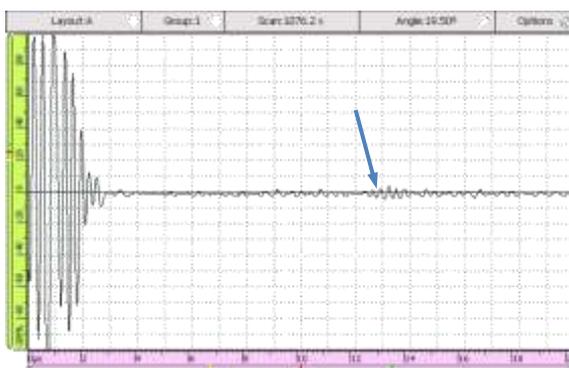


Figura 4.64: Onda L_{cr} para 700 mil ciclos de fadiga na amostra 3.

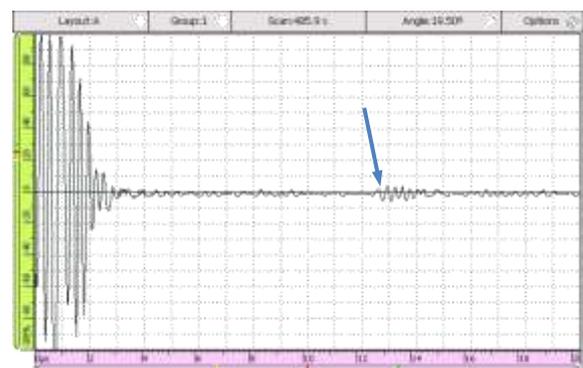


Figura 4.65: Onda L_{cr} para 850 mil ciclos de fadiga na amostra 3.

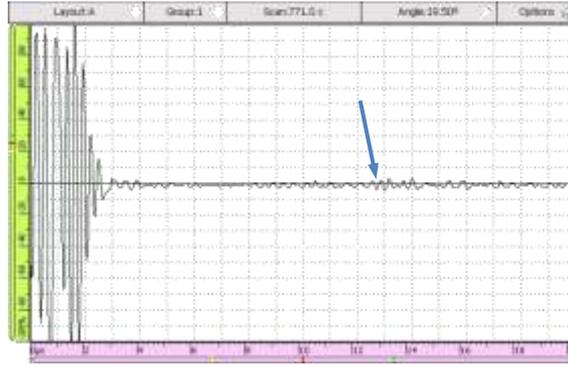


Figura 4.66: Onda L_{cr} para 1 milhão de ciclos de fadiga na amostra 3.

A presença dos modos de falha esperados pôde ser comprovado pela observação das imagens da seção longitudinal da amostra, após 1 milhão de ciclos (Figuras 4.67 a 4.70).

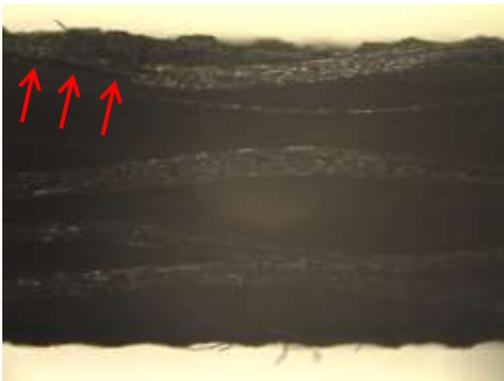


Figura 4.67: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 3. Falha por cisalhamento de cabos que compõem a direção do urdume.

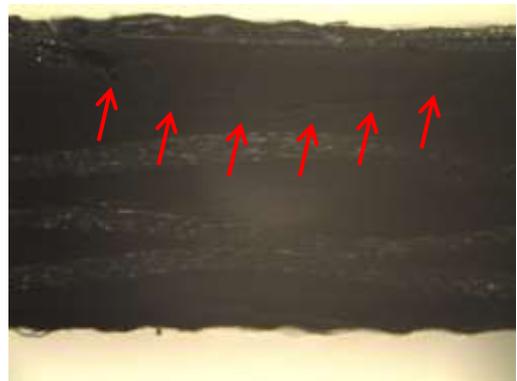


Figura 4.68: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 3. Trincas nas regiões ricas em resina.

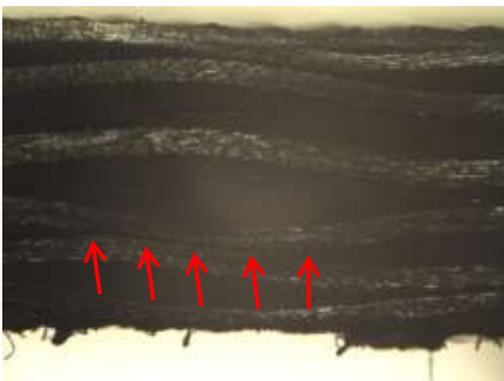


Figura 4.69: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 3. Delaminações nos entrelaçamentos de cabos nas regiões de trama e urdume.



Figura 4.70: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 3. Falha por tração de cabos do urdume.

A variação do TOF em relação ao número de ciclos de fadiga, considerando a primeira e a terceira referência de medição adotadas, pode ser observada nas Figuras 4.71 e 4.72 (a segunda referência de medição não será utilizada pois, assim como na amostra 2, remete a uma única medição). A Figura 4.71 apresenta uma variação crescente do TOF para fadiga entre 40 mil até 80 mil ciclos, seguido de uma queda entre 80 mil e 100 mil ciclos. Nota-se similaridade da curva de tendência (polinomial de grau três) desta amostra com as amostras anteriores (amostras 1 e 2). O coeficiente de determinação (R^2) para o polinômio interpolado foi igual a 0,92 com os dados amostrais apresentando um desvio padrão de 0,050 μs .

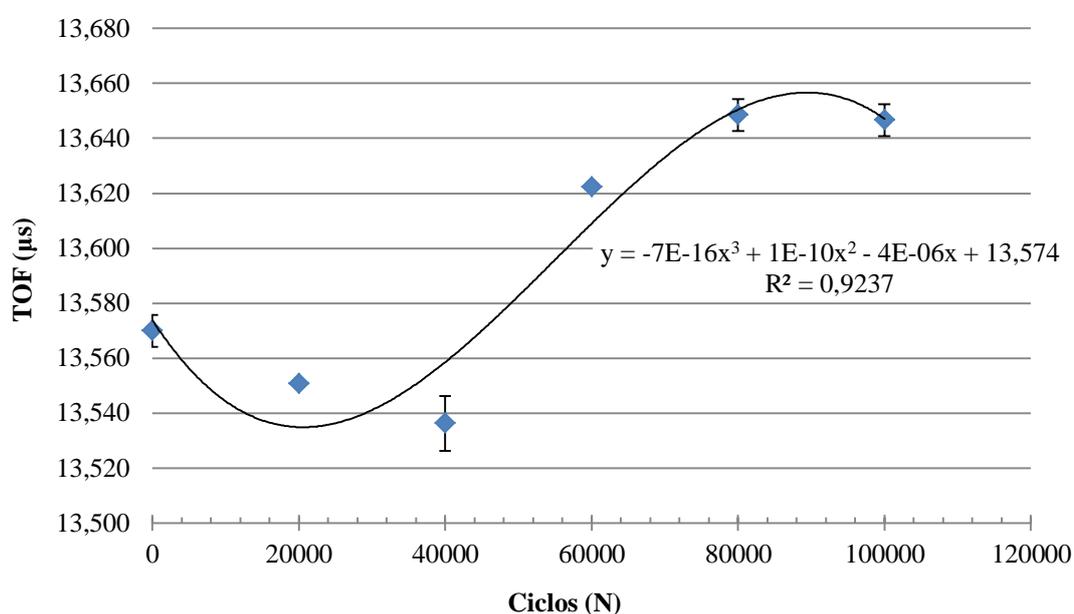


Figura 4.71: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 3 (sem carga).
N variando de 0 a 100 mil ciclos (1ª referência de cruzamento com eixo horizontal).

A Figura 4.72 apresenta a variação para o TOF em fadiga de 250 mil até 1 milhão de ciclos dessa amostra, de forma muito dispersa, não permitindo extrair conclusões sobre qualquer tipo de tendência. O desvio padrão para a amostra é de 0,041 μs .

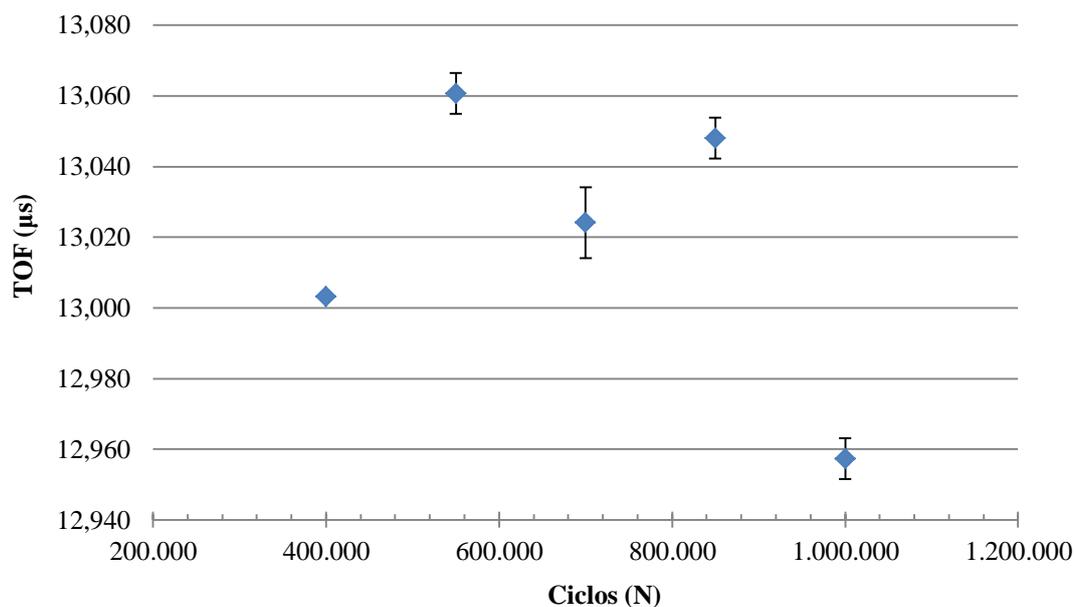


Figura 4.72: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 3 (sem carga). N variando de 400 mil a 1 milhão ciclos (3ª referência de cruzamento com eixo horizontal).

Em função das características observadas de degradação acentuada do sinal para ciclos de fadiga mais elevados, resolveu-se redefinir para as amostras 4, 5 e 6, a análise anteriormente proposta. Decidiu-se então, apesar de utilizar o mesmo procedimento experimental, limitar a exploração do estudo na faixa inicial de ciclagem (0 a 100 mil ciclos), reduzindo o número de ciclos entre cada intervalo de medição (de 20 mil para 10 mil ciclos).

4.6. Variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da fadiga para amostras sem carga até 100 mil ciclos – Amostras 4, 5 e 6

Os dados apresentados neste item referem-se as medições do tempo de percurso da onda L_{cr} (TOF) para as amostras 4, 5 e 6 quando submetidas ao procedimento descrito no item 3.4 em intervalos de 10 mil ciclos até atingir o total de 100 mil.

Diferentemente do que foi adotado para as amostras 1, 2 e 3, a referência adotada no sinal da onda para medição do tempo de percurso (TOF) não foi alterada durante o processo de fadiga das amostras, pois a redução da amplitude do sinal só passa a ser crítica a partir do estágio 6 em diante (fadiga acima de 100 mil ciclos).

AMOSTRA 4

As Figuras 4.73 a 4.83 demonstram a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da fadiga induzida na amostra 4. Pode-se perceber o fenômeno de degradação do sinal ocorrendo (diminuição da amplitude do sinal), em função do acúmulo de dano no material, além do aumento do TOF (diminuição da velocidade de propagação da onda).

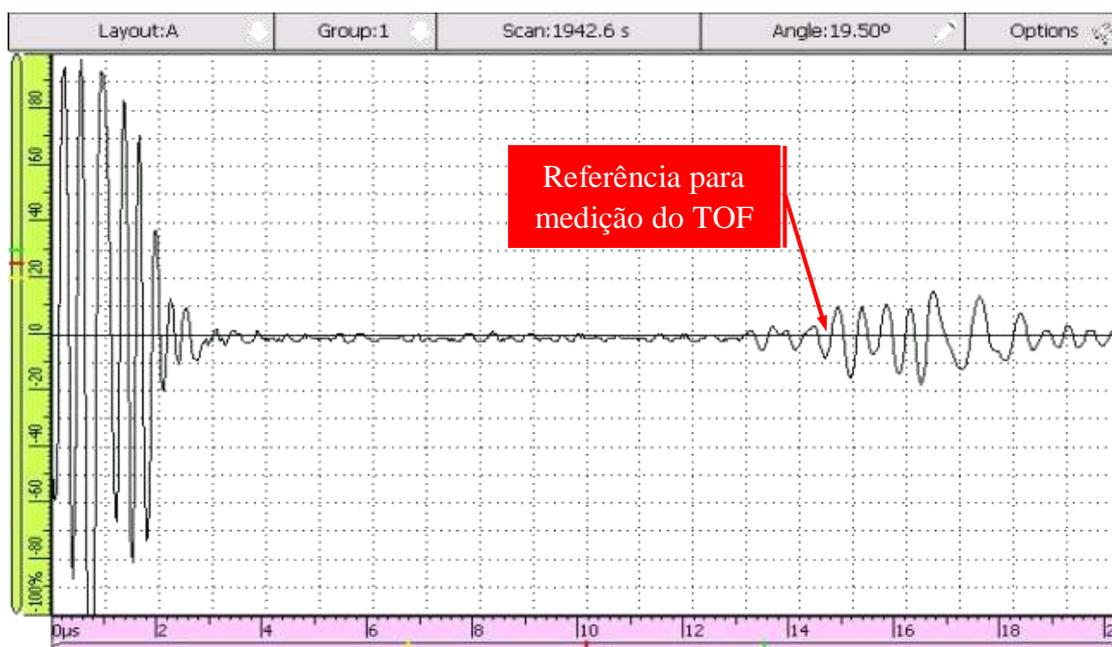


Figura 4.73: 1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 4.

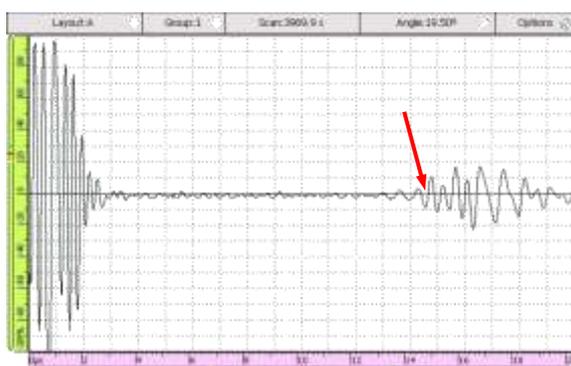


Figura 4.74: Forma da onda L_{cr} para 10 mil ciclos de fadiga na amostra 4.



Figura 4.75: Onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 4.

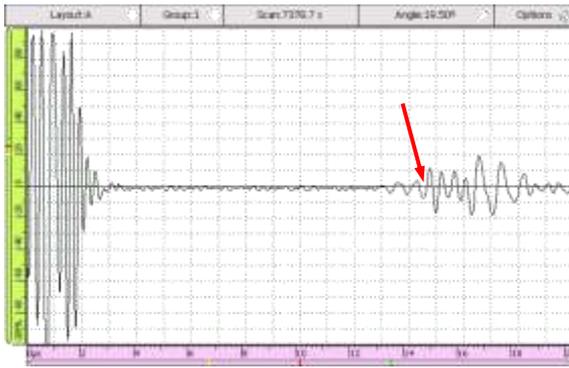


Figura 4.76: Onda L_{cr} para 30 mil ciclos de fadiga na amostra 4.

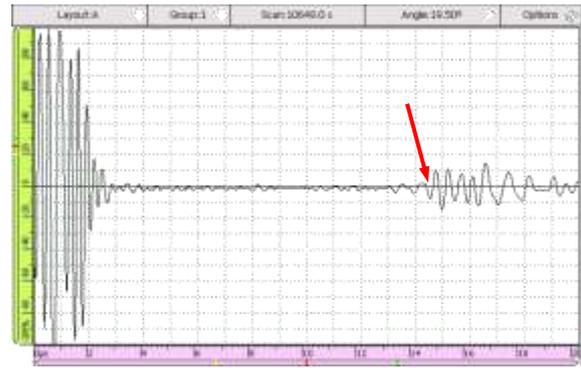


Figura 4.77: Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 4.

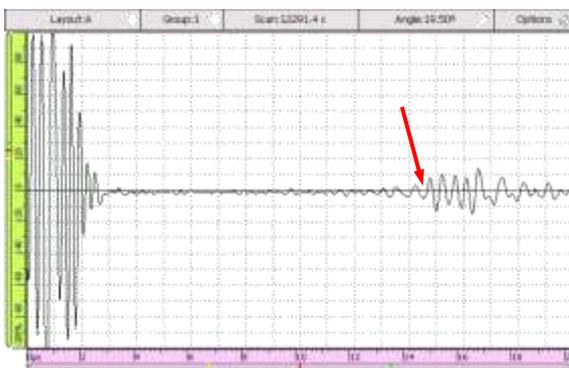


Figura 4.78: Onda L_{cr} para 50 mil ciclos de fadiga na amostra 4.

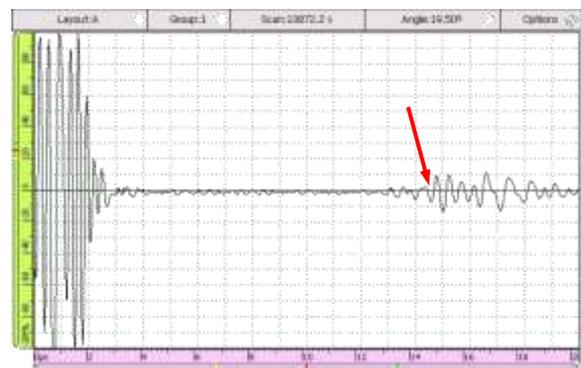


Figura 4.79: Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 4.

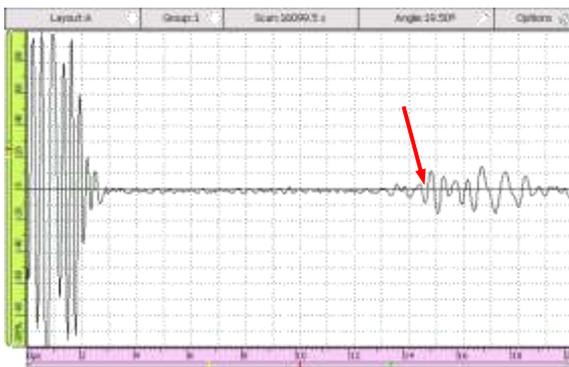


Figura 4.80: Onda L_{cr} para 70 mil ciclos de fadiga na amostra 4.

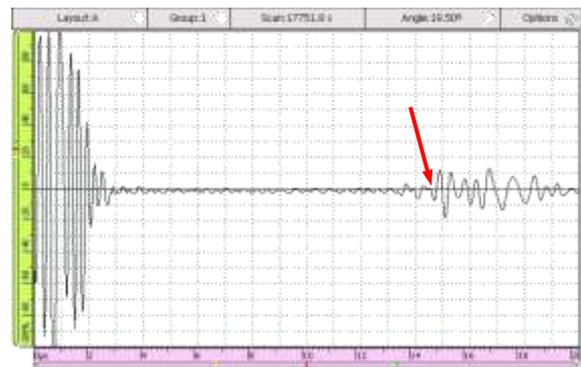


Figura 4.81: Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 4.

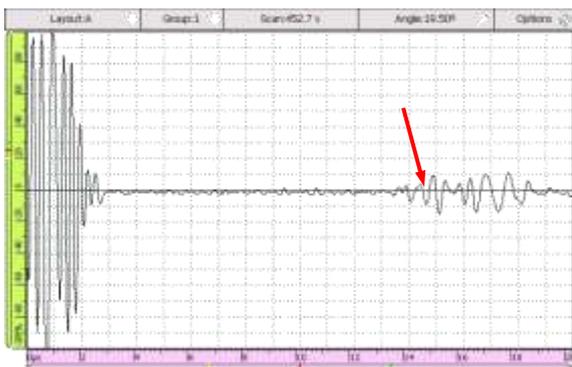


Figura 4.82: Onda L_{cr} para 90 mil ciclos de fadiga na amostra 4.

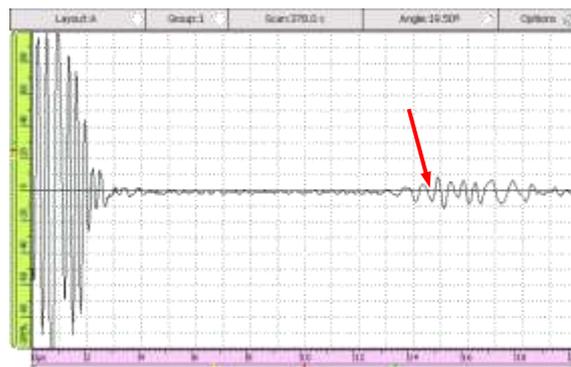


Figura 4.83: Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 4.

Conforme visto em 2.2.2., a causa provável da degradação do sinal seriam os diversos modos de falha se apresentando concomitantemente e/ou sucessivamente no material: trincas transversais entre os cabos da região da trama, cisalhamento entre os cabos da direção do urdume, trincas nas regiões ricas em resina, até chegar nas delaminações nos entrelaçamentos de cabos nas regiões de trama/urdume. Porém, a presença de tais modos de falha na amostra 4, quando submetida a 100 mil ciclos, ficou restrita a trincas na região da interface fibra/resina como se pode observar na imagem da seção longitudinal da amostra 4 (Figura 4.84). Isso sugere que para ciclos de fadiga menores (até 100 mil), o dano provocado no material está relacionado à degradação das propriedades da interface (adesão entre fibra e matriz), mas que é suficiente para provocar alterações no tempo de percurso da onda L_{cr} no material.

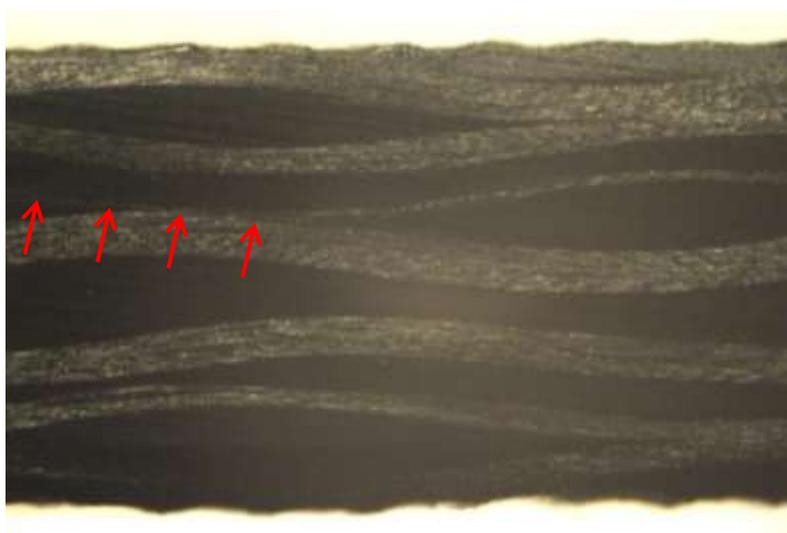


Figura 4.84: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 4. Trinca em região de interface fibra/resina.

Pode-se observar pela Figura 4.85 a variação do TOF em relação ao número de ciclos de fadiga para a amostra e que apresenta uma variação decrescente do TOF para fadiga até 40 mil ciclos com uma elevação substancial a partir de 40 mil ciclos, até o final do experimento.

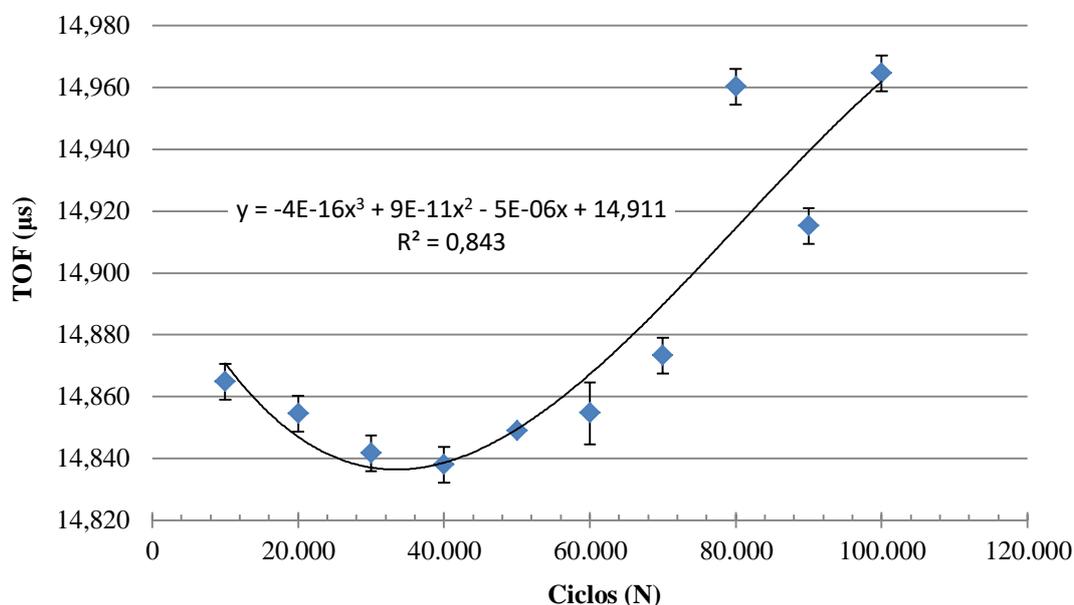


Figura 4.85: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 4 (sem carga).
N variando de 10 a 100 mil ciclos.

O valor de TOF medido para $N = 0$, apresentou uma variação significativa em relação aos demais, sendo classificado como dado discrepante e posteriormente retirado da análise.

Sugere-se uma curva de tendência na forma de um polinômio de no mínimo grau três, com coeficiente de determinação (R^2) igual a 0,84. Os dados amostrais apresentam um desvio padrão de 0,048 μs .

AMOSTRA 5

As Figuras 4.86 a 4.96 demonstram a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da fadiga induzida na amostra 5. O mesmo fenômeno já observado nas amostras anteriores se repetiu nesta, com a amplitude do sinal diminuindo à medida que avançava o processo de fadiga no material. Nota-se também, o aumento do TOF, em função do número de ciclos em fadiga.

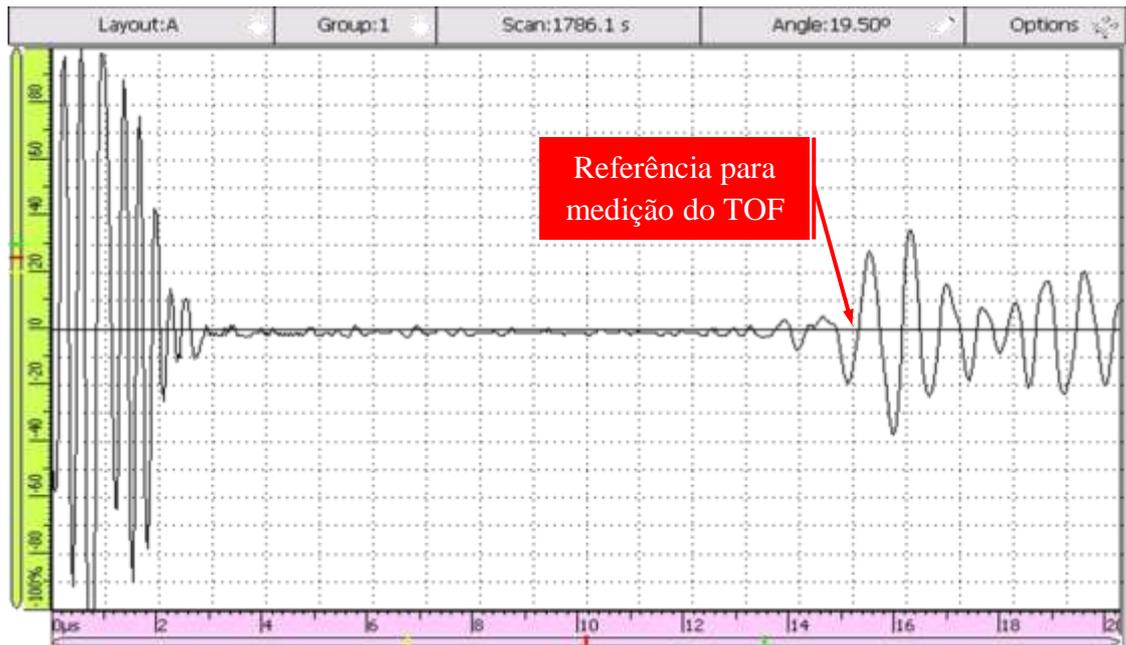


Figura 4.86: 1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 5.

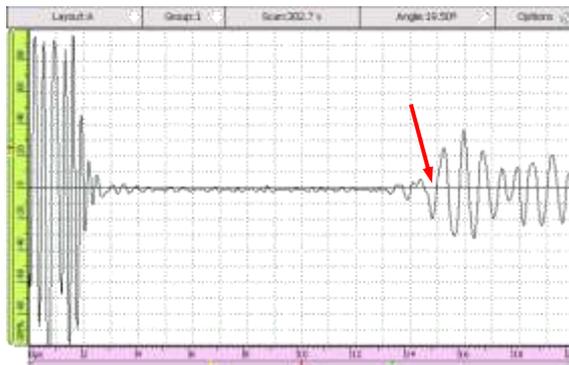


Figura 4.87: Onda L_{cr} para 10 mil ciclos de fadiga na amostra 5.

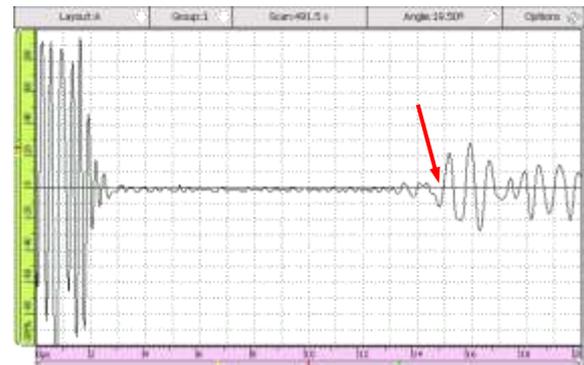


Figura 4.88: Onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 5.

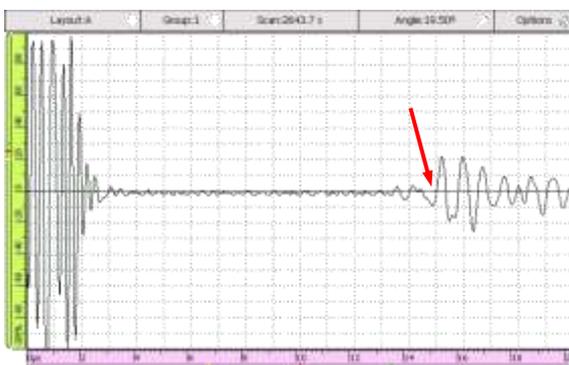


Figura 4.89: Onda L_{cr} para 30 mil ciclos de fadiga na amostra 5.

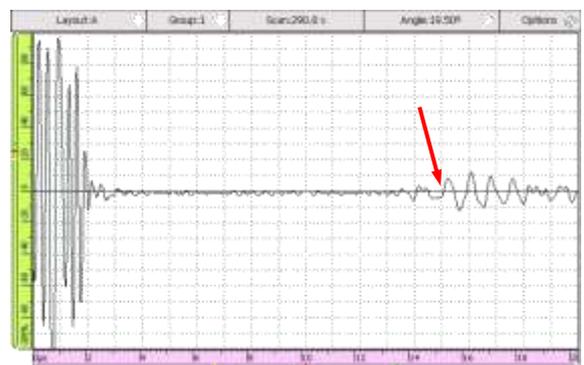


Figura 4.90: Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 5.

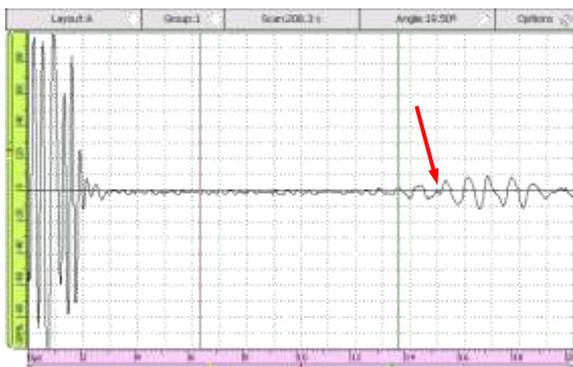


Figura 4.91: Onda L_{cr} para 50 mil ciclos de fadiga na amostra 5.

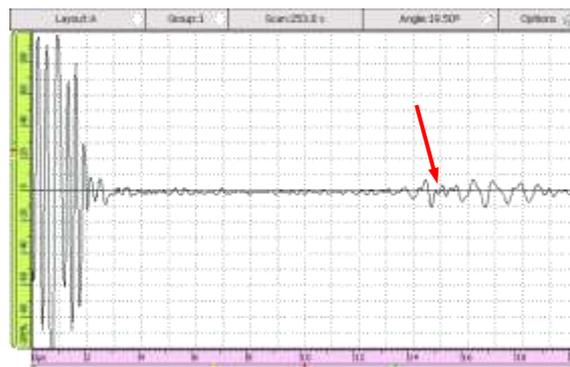


Figura 4.92: Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 5.

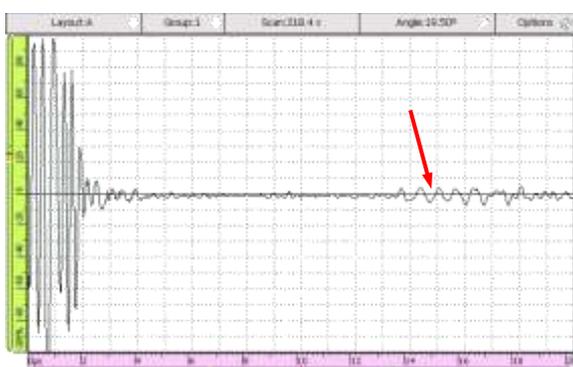


Figura 4.93: Onda L_{cr} para 70 mil ciclos de fadiga na amostra 5.



Figura 4.94: Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 5.

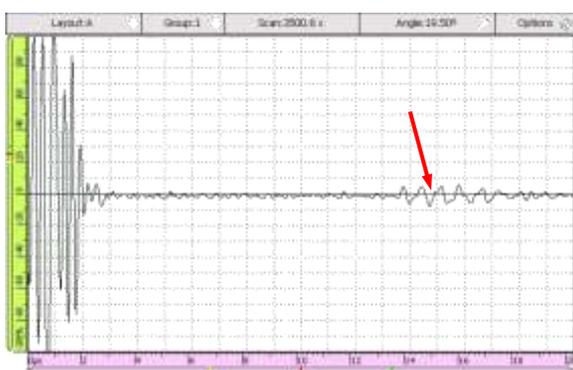


Figura 4.95: Onda L_{cr} para 90 mil ciclos de fadiga na amostra 5.



Figura 4.96: Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 5.

A presença de trincas na região rica em resina pode ser observada na Figura 4.97, bem como a presença de trincas na interface resina/fibra, acarretando a separação dos componentes nesta região. Novamente, os resultados levam a conclusão de que os danos provocados à interface são os responsáveis pela variação do TOF (aumento), assim como ocorrido na amostra 4, porém agora acrescido da visualização de trincas na região com predomínio de

resina. Pode-se observar pela Figura 4.98 a variação do TOF em relação ao número de ciclos de fadiga para a amostra e que apresenta uma variação decrescente do TOF para fadiga até 20 mil ciclos com uma elevação substancial a partir de 20 mil ciclos, até 90 mil ciclos, tendo depois disso um pequeno decréscimo.

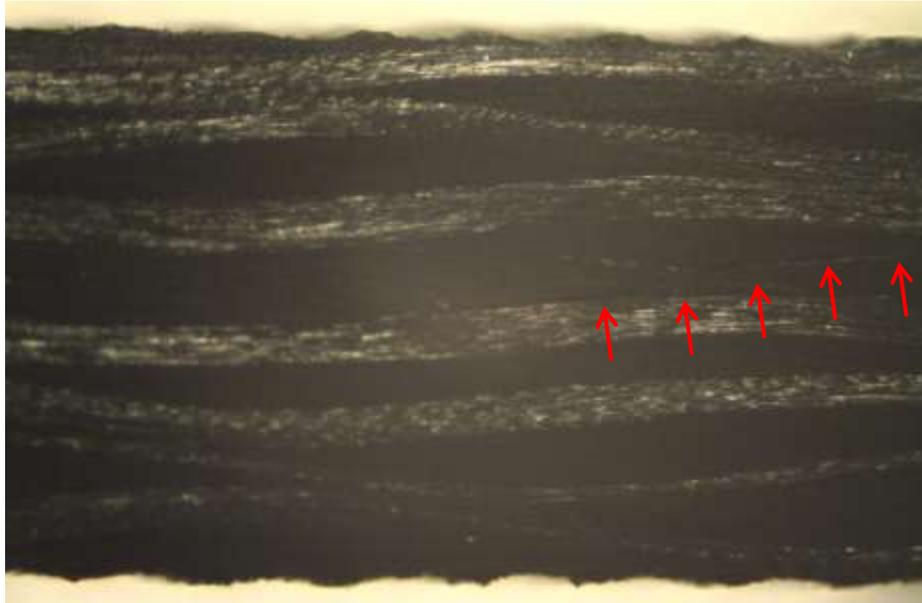


Figura 4.97: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 5. Trinca em região rica em resina e na interface fibra/resina.

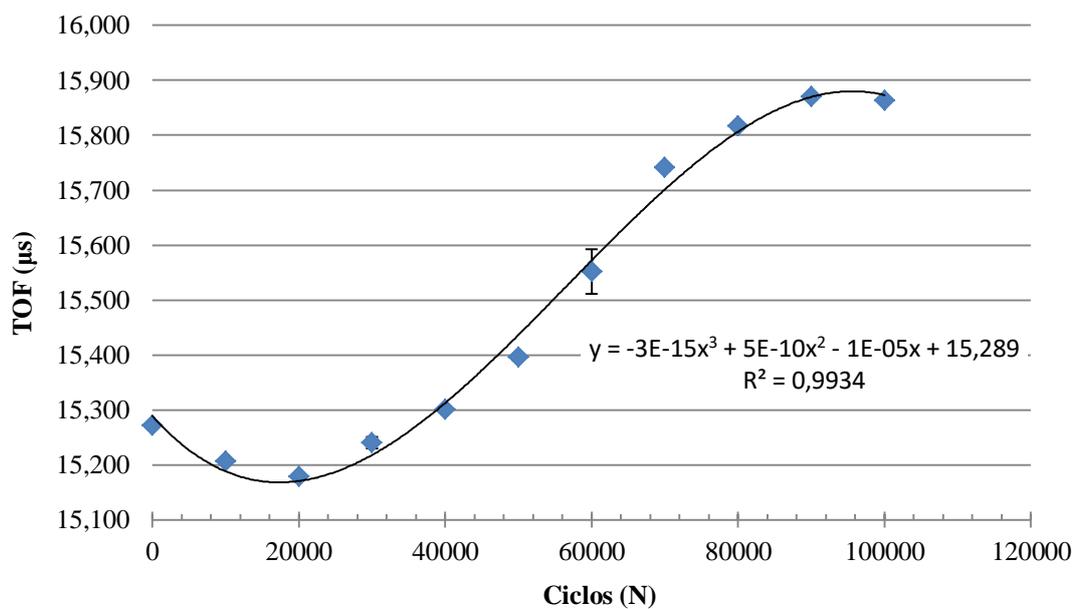


Figura 4.98: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 5 (sem carga). N variando de 0 a 100 mil ciclos.

Sugere-se uma curva de tendência na forma de um polinômio de no mínimo grau três, com coeficiente de determinação (R^2) igual a 0,99, o maior obtido entre todas as amostras ensaiadas, mostrando uma correlação muito forte entre o TOF e o número de ciclos em fadiga, através do polinômio sugerido. Os dados amostrais apresentam um desvio padrão de 0,28 μ s.

AMOSTRA 6

As Figuras 4.99 a 4.109 demonstram a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da fadiga induzida na amostra 6. O mesmo fenômeno já observado nas amostras anteriores se repetiu nesta, com a amplitude do sinal diminuindo à medida que avançava o processo de fadiga no material e a curva característica de variação do TOF em função do número de ciclos em fadiga. Porém notou-se uma queda na amplitude muito acentuada nessa amostra, a partir do estágio 4 de fadiga (40 mil ciclos), sendo que nos estágios 9 e 10, foi praticamente impossível realizar qualquer medição de variação no TOF, pois o sinal apresentado pela onda não permitia identificar a referência de cruzamento com o eixo horizontal (Figuras 4.108 e 4.109).

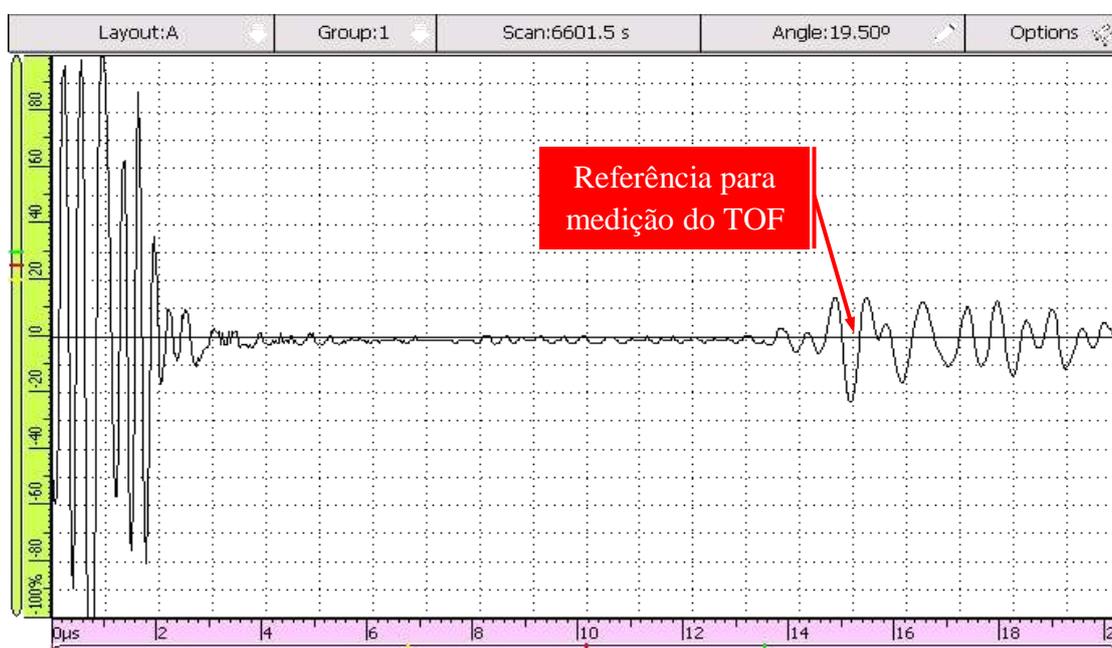


Figura 4.99: 1ª Referência para medição do TOF na onda L_{cr} para 0 ciclos de fadiga na amostra 6.

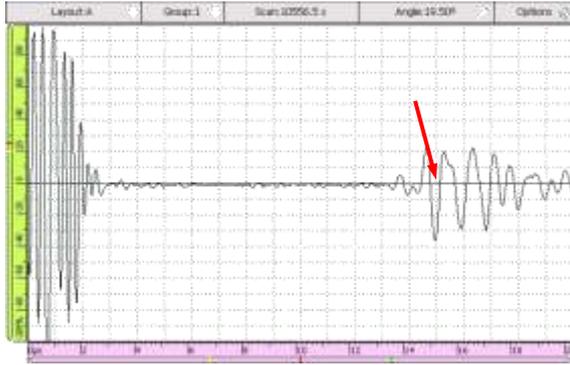


Figura 4.100: Onda L_{cr} para 10 mil ciclos de fadiga na amostra 6.

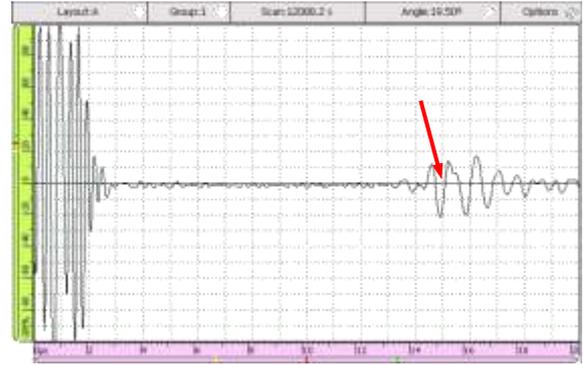


Figura 4.101: Onda L_{cr} para 20 mil ciclos de fadiga na amostra 6.

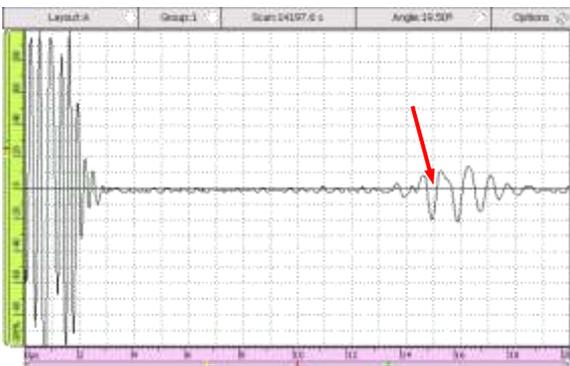


Figura 4.102: Onda L_{cr} para 30 mil ciclos de fadiga na amostra 6.



Figura 4.103: Onda L_{cr} para 40 mil ciclos de fadiga na amostra 6.

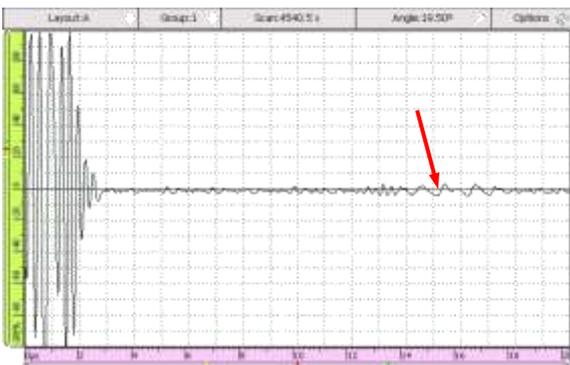


Figura 4.104: Onda L_{cr} para 50 mil ciclos de fadiga na amostra 6.

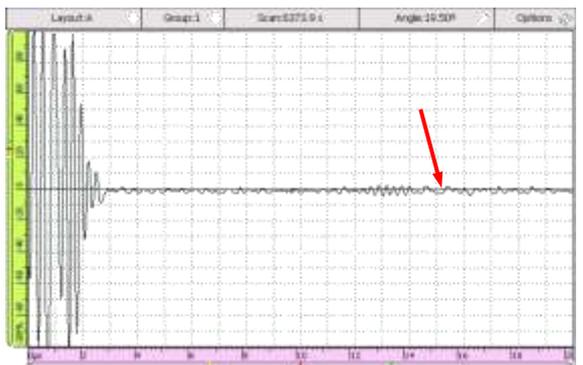


Figura 4.105: Onda L_{cr} para 60 mil ciclos de fadiga na amostra 6.

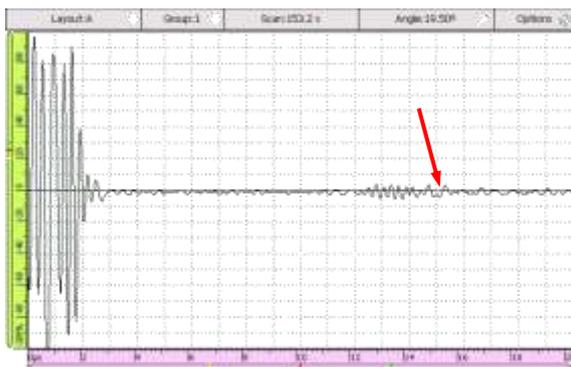


Figura 4.106: Onda L_{cr} para 70 mil ciclos de fadiga na amostra

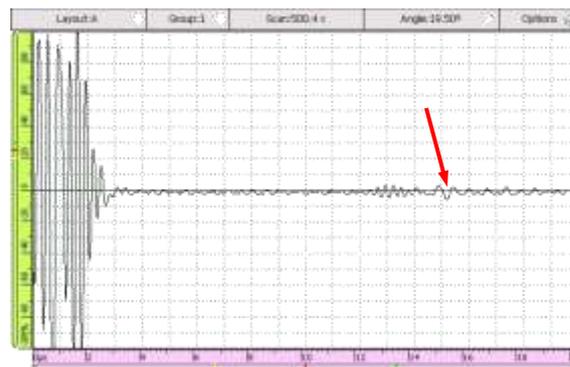


Figura 4.107: Onda L_{cr} para 80 mil ciclos de fadiga na amostra 6.

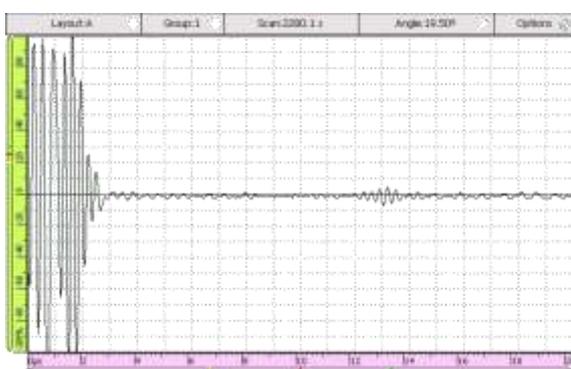


Figura 4.108: Onda L_{cr} para 90 mil ciclos de fadiga na amostra 6.

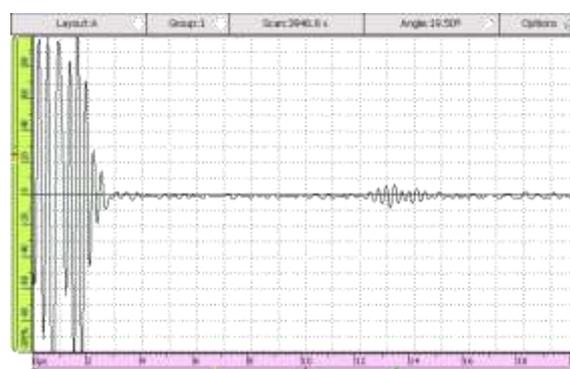


Figura 4.109: Onda L_{cr} para 100 mil ciclos de fadiga na amostra 6.

A presença de trincas na região rica em resina pode ser observada na Figura 4.110, bem como a presença de trincas na interface resina/fibra, acarretando a separação dos componentes nesta região. Também foram notadas trincas nas regiões ricas em resina (Figura 4.111) e falha por tração de cabos na direção do urdume (Figura 4.112).

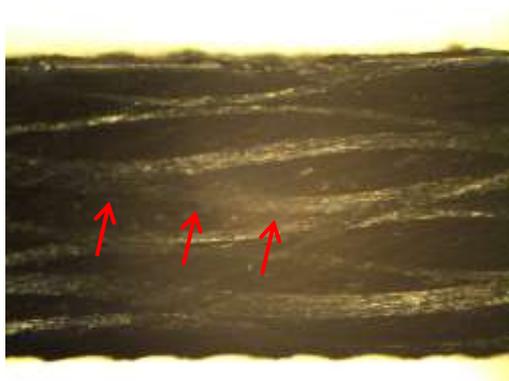


Figura 4.110: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 6. Trinca na interface fibra/resina.

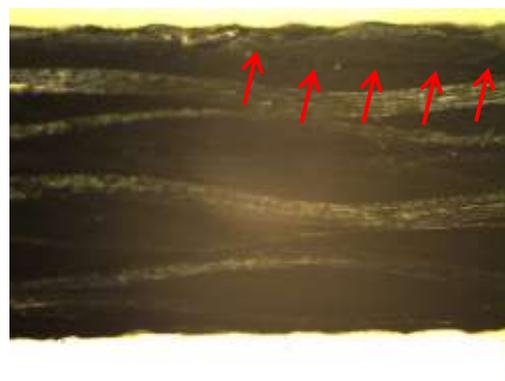


Figura 4.111: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 6. Trinca na região rica em resina.



Figura 4.112: Imagem estereoscópica da seção longitudinal – amostra 6. Falha por tração de cabos do urdume.

O aparecimento de diversos modos de falha na amostra 6, parece coincidir com a deterioração expressiva do sinal da onda L_{cr} conforme já mencionado anteriormente.

Pode-se observar pela Figura 4.113 a variação do TOF em relação ao número de ciclos de fadiga para a amostra e que apresenta uma variação decrescente do TOF para fadiga até 20 mil ciclos com uma elevação substancial a partir de 20 mil ciclos, até 80 mil ciclos, que nesse caso será considerado o final do experimento (para os dois últimos ciclos 90 mil e 100 mil, não foi possível fazer a leitura do tempo de percurso da onda devido à má qualidade do sinal).

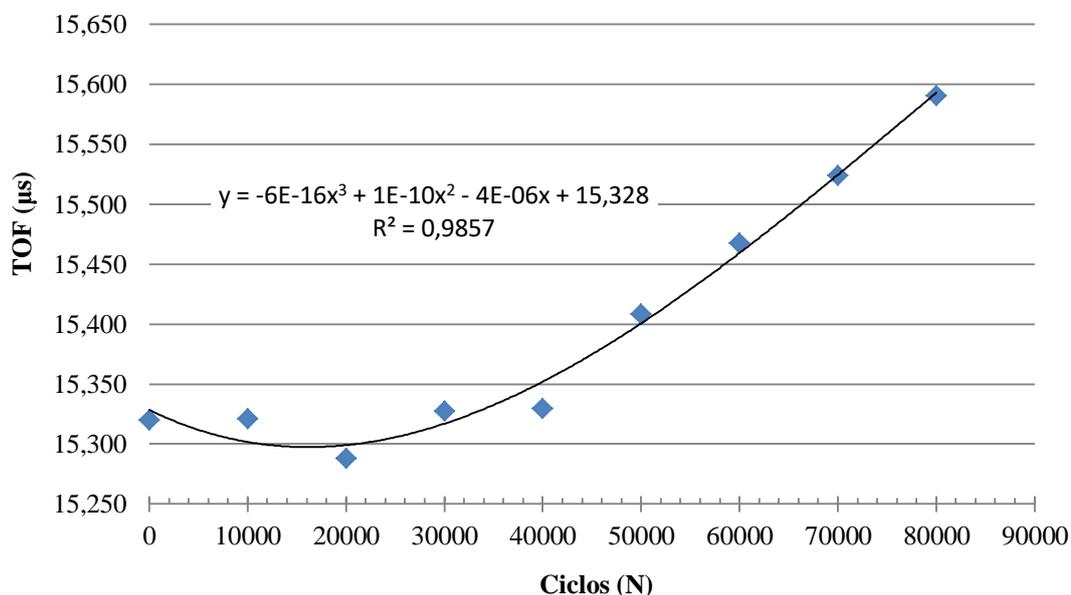


Figura 4.113: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da fadiga na amostra 6 (sem carga). N variando de 0 a 80 mil ciclos.

A curva sugerida para tendência é um polinômio de grau três, com coeficiente de determinação (R^2) igual a 0,99. Os dados amostrais apresentam um desvio padrão de 0,11 μ s.

4.7. Variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da carga para fadiga de zero a 80 mil/100 mil ciclos – Amostras 1, 2, 3, 4, 5 e 6

Os dados apresentados a seguir demonstram as medições do tempo de percurso da onda L_{cr} (TOF) para todas as amostras quando submetidas ao procedimento descrito no item 3.4. A análise foi limitada a 80 mil ciclos para as amostras 1, 2 e 6 e 100 mil ciclos para as demais, pois acima desse valor a amplitude do sinal diminuiu, prejudicando a medição. Porém, nesse caso em especial (análise do TOF em função da tensão), vê-se uma degradação ainda maior do sinal, tornando impossível a leitura do mesmo em diversas condições de carga. Como consequência dessa limitação, a referência adotada no sinal da onda para medição do tempo de percurso (TOF) não foi alterada durante o processo de fadiga das amostras.

AMOSTRA 1

A Figura 4.114 evidencia a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 1 para vários níveis de fadiga (N variando de zero a 80 mil ciclos). A princípio, percebe-se que a amostra 1 apresenta uma tendência decrescente de variação do tempo de percurso da onda em relação a tensão aplicada, independente do ciclo de fadiga analisado.

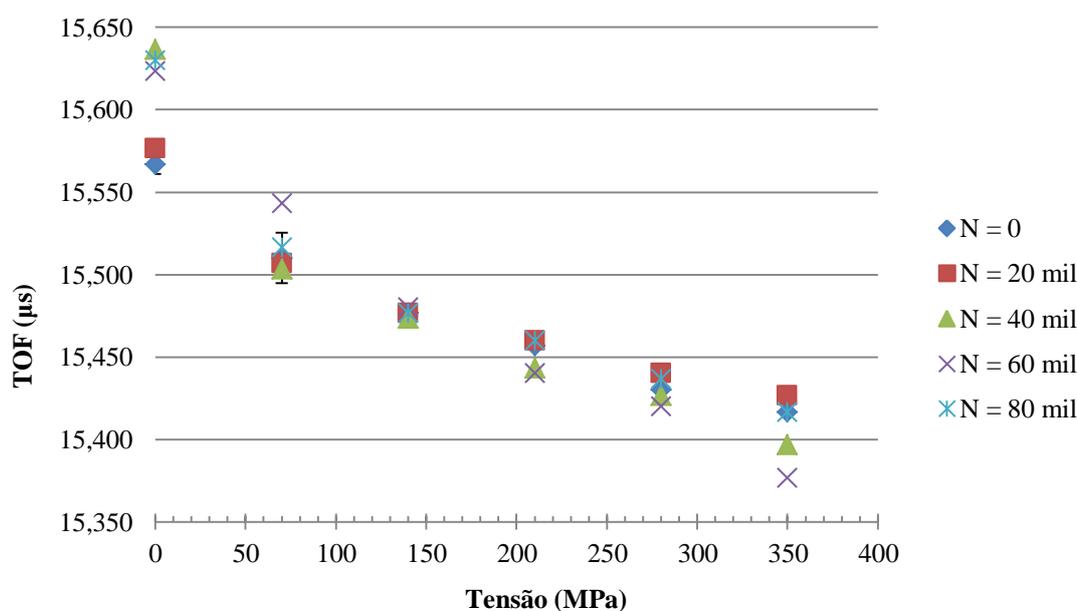


Figura 4.114: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 1. N variando de 0 a 80 mil ciclos.

Porém, nota-se que para valores de tensão menores, o tempo de percurso da onda é maior para a amostra submetida a ciclos maiores de fadiga; à medida que a tensão aplicada é aumentada, há uma inversão nessa correlação, passando a amostra na condição de baixo número de ciclos de fadiga a apresentar valores de tempo de percurso da onda maiores em relação a amostra mais fadigada.

AMOSTRA 2

A Figura 4.115 demonstra a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 2 para vários níveis de fadiga (N variando de zero a 80 mil ciclos). Inicialmente pode-se perceber que o tempo de percurso da amostra para 60 mil e 80 mil ciclos, está discrepante do restante das medições, inclusive com dados incompletos para tensão superior a 210 MPa. Isso se deve à impossibilidade de medição do TOF nessas condições, devido às razões anteriormente descritas. A tendência decrescente de variação do tempo de percurso da onda em relação à tensão aplicada também é notada na amostra 2, porém a inversão de comportamento da amostra em condição de baixo número de ciclos e alto número de ciclos de fadiga à medida que a tensão é aumentada não foi possível de ser observada para essa amostra. Em parte, pode-se atribuir essa impossibilidade de conclusão ao fato de que não foi possível realizar as medições de TOF nessa condição de fadiga.

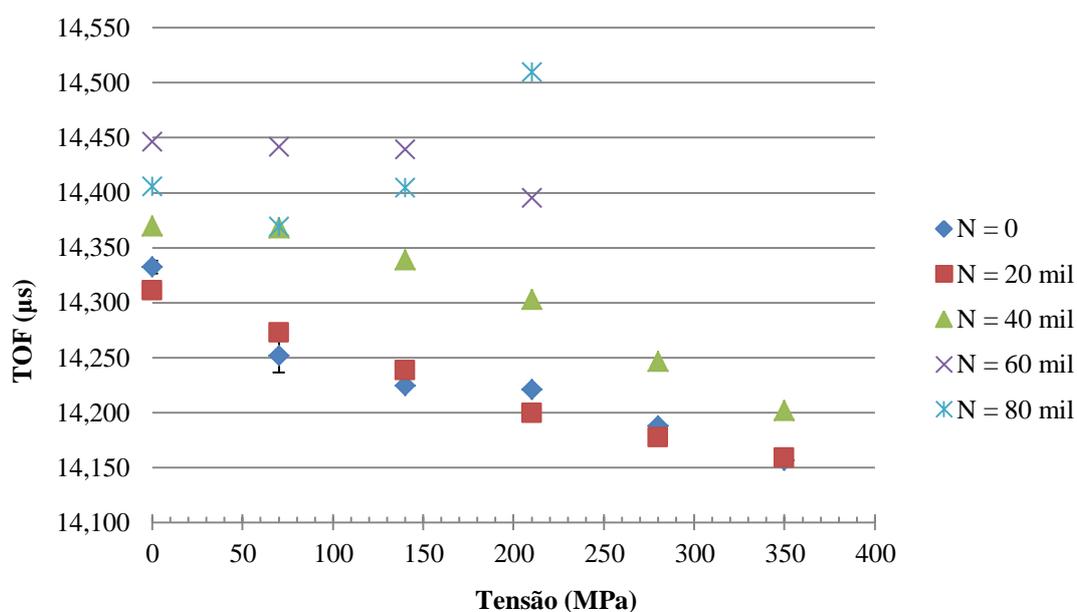


Figura 4.115: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 2. N variando de 0 a 80 mil ciclos.

AMOSTRA 3

A Figura 4.116 retrata a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 3 para vários níveis de fadiga (N variando de zero a 100 mil ciclos). A amostra apresenta a mesma tendência decrescente de variação do tempo de percurso da onda em relação à tensão aplicada notada nas amostras anteriores, independente do ciclo de fadiga analisado.

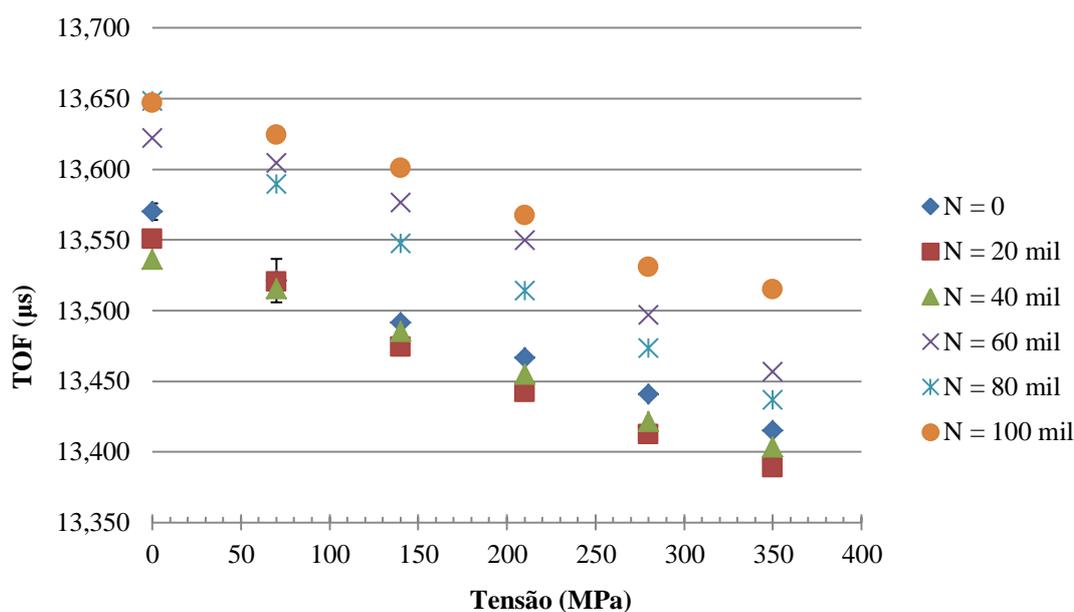


Figura 4.116: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 3. N variando de 0 a 100 mil ciclos.

Nota-se que a inversão do comportamento da amostra (o tempo de percurso da onda é maior para a amostra submetida a ciclos maiores de fadiga; à medida que a tensão aplicada é aumentada, há uma inversão nessa correlação) foi notado entre os ciclos de 20 mil e 40 mil e também entre 60 mil e 80 mil. Porém, não foi uma condição generalizada para a amostra como ocorreu com a amostra 1.

AMOSTRA 4

A Figura 4.117 retrata a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 4 para vários níveis de fadiga (N variando de zero a 100 mil ciclos) sendo que a tendência decrescente de variação do tempo de percurso da onda em relação a tensão aplicada permanece em todos os níveis de fadiga. Na condição de fadiga de

100 mil ciclos, não foi possível realizar a medição do TOF com carga de 350 MPa em função da amplitude do sinal da onda muito baixa.

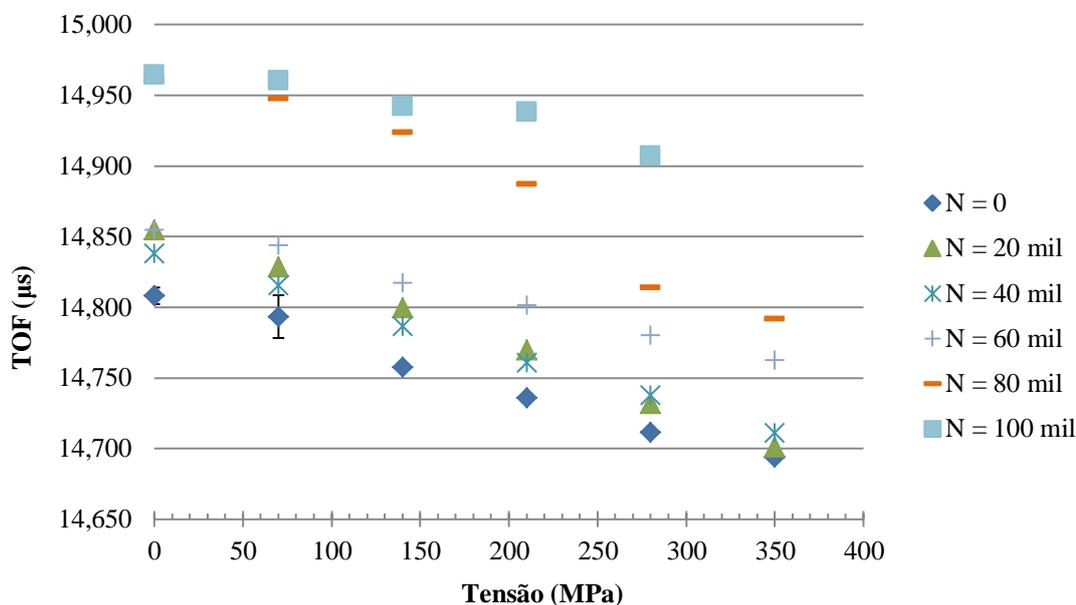


Figura 4.117: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 4. N variando de 0 a 100 mil ciclos.

Nota-se que a inversão do comportamento da amostra (o tempo de percurso da onda é maior para a amostra submetida a ciclos maiores de fadiga; à medida que a tensão aplicada é aumentada, há uma inversão nessa correlação) foi notado entre 20 e 40 mil e 80 mil e 100 mil, mas novamente não ocorreu de forma generalizada.

AMOSTRA 5

A Figura 4.118 retrata a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 5 para vários níveis de fadiga (N variando de zero a 100 mil ciclos) sendo que a tendência decrescente, de variação do tempo de percurso da onda em relação a tensão aplicada, permanece em todos os níveis de fadiga, porém de forma menos acentuada.

Em relação ao ciclo de 60 mil, apenas um valor foi possível ser coletado (referente a carga 0) e para 100 mil ciclos, o valor de TOF correspondente a carga de 350 MPa também não pôde ser medido.

Nenhuma inversão de comportamento se percebe entre os diferentes ciclos de fadiga.

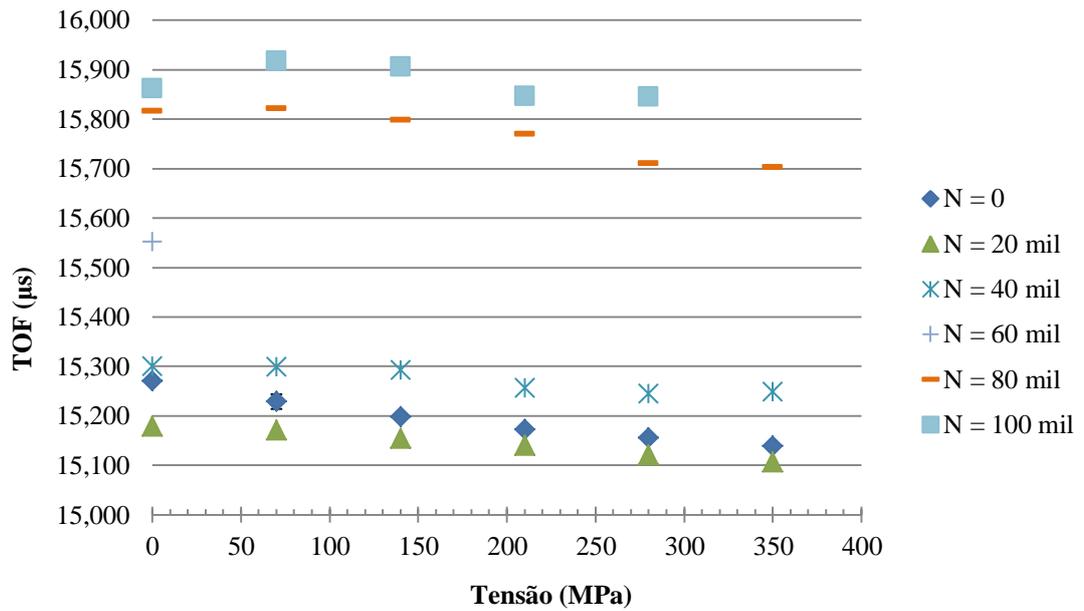


Figura 4.118: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 5. N variando de 0 a 100 mil ciclos.

AMOSTRA 6

A Figura 4.119 retrata a variação do tempo de percurso da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 6 para vários níveis de fadiga (N variando de zero a 80 mil ciclos).

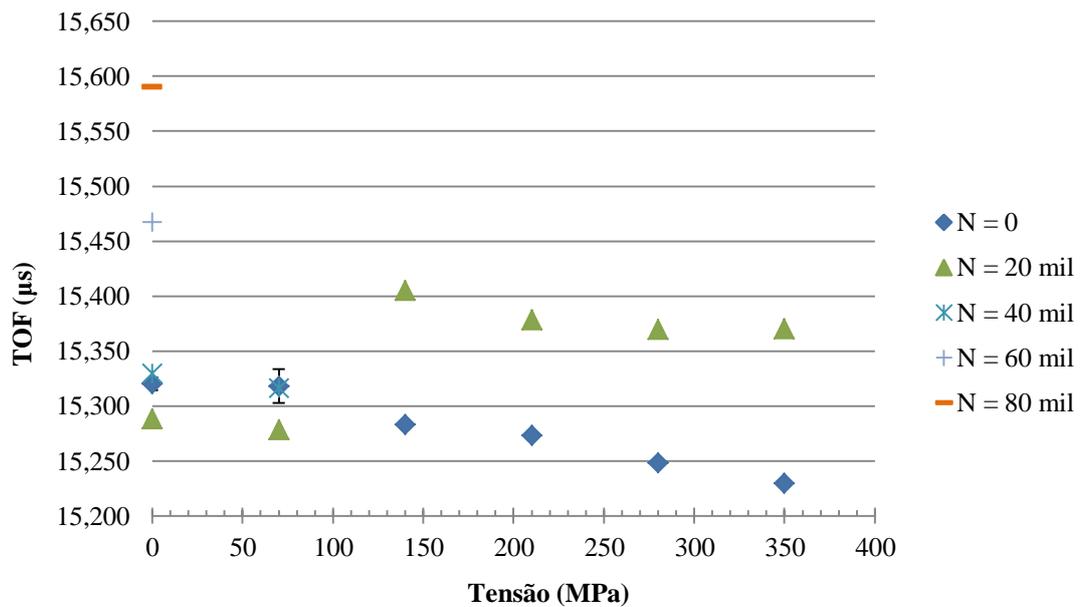


Figura 4.119: Variação do TOF da onda L_{cr} em função da carga de tração aplicada na amostra 6. N variando de 0 a 80 mil ciclos.

Percebe-se uma tendência decrescente de variação do tempo de percurso da onda em relação à tensão aplicada pode ser notada para os estágios de baixo número de ciclos de fadiga (0 a 40 mil) com exceção do estágio de 20 mil ciclos, em que os dados não permitem definir uma tendência específica.

Na amostra em questão, não foi possível realizar as medições de TOF para os estágios de fadiga mais altos (a partir de 60 mil ciclos) quando se aplicava tensão, e para os estágios de 80 mil e 100 mil, não foi possível realizar medição em estágio algum. Isso sem dúvida prejudicou a análise do comportamento da amostra, sendo, portanto, relevante o que se observa nos estágios iniciais de fadiga.

Uma análise da variação do tempo de percurso da onda (TOF) em função da tensão aplicada, considerando as seis amostras ensaiadas, permite concluir que o efeito acustoelástico continua vinculando essas duas grandezas da mesma forma (tempo de percurso diminui à medida que a tensão aumenta), nos diversos níveis inferiores de fadiga observados, com ou sem cargas de tração da ordem de até metade do seu limite de resistência.

4.8. Variação do fator acustoelástico em função da fadiga

Conforme visto no item 2.3.3, pode-se obter o fator acustoelástico, a partir da inclinação da linha de tendência dos gráficos TOF x Tensão. Mas nessa seção, pretende-se apresentar a variação do próprio fator acustoelástico em função do estágio de fadiga em que as amostras se encontravam. Sua variação para as amostras 1, 2, 3, 4 e 5 pode ser visualizada nas Figuras 4.120 a 4.124.

Para as amostras 1 e 2 foram consideradas as medições de fadiga até 80 mil ciclos e para a amostra 3 até 100 mil ciclos, de maneira a manter apenas uma referência de medição do TOF no sinal da onda. Nas demais amostras, as medições estavam já nessa condição, porém, em relação a amostra 6, os dados foram coletados somente até a condição de fadiga de 20 mil ciclos, o que prejudica muito o uso dessa informação na análise sendo, portanto excluída desta avaliação.

Para todas as amostras, foi estipulado um valor limite de R^2 das linhas de tendência igual a 0,7, para que se considerasse a correlação como aceitável e o dado fosse incluído na análise. Percebe-se então, que nas curvas relativas às amostras 2 e 5 alguns dados foram excluídos por apresentarem baixa correlação.

Os dados referentes à amostra 1 podem ser verificados na Figura 4.120, demonstrando uma grande dispersão dos valores a medida que os estágios de fadiga se sucediam. O valor

médio e o desvio padrão calculado foram de -2,00 e 0,46 MPa/ns respectivamente. Em análise anterior (Tabela 4.4), verificou-se que o valor do fator acustoelástico para a amostra 1 sem considerar a fadiga, foi de -2,43 MPa/ns.

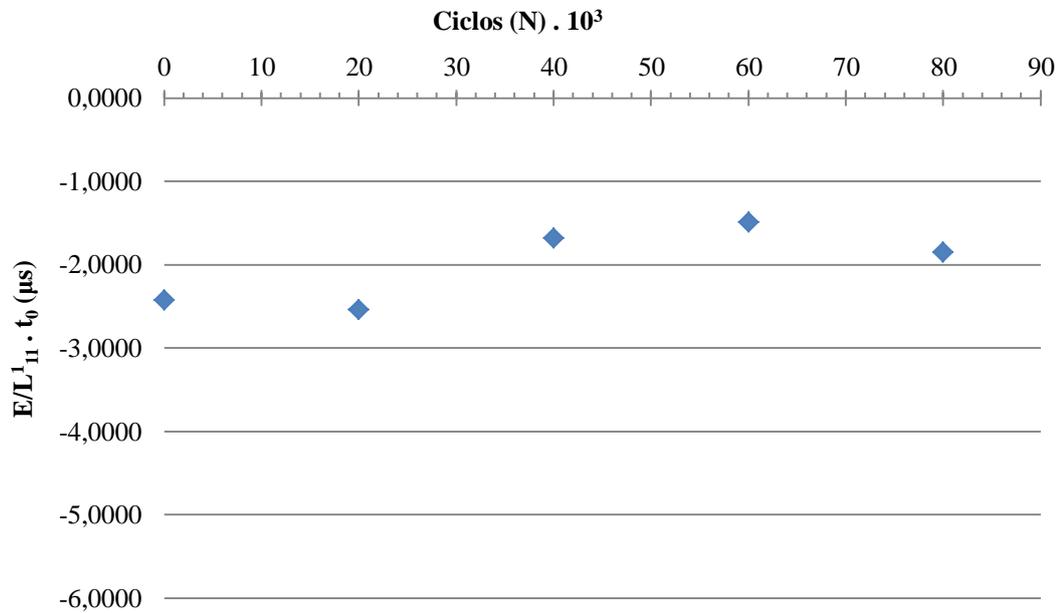


Figura 4.120: Variação do fator acustoelástico $\frac{E}{L_{11}^1 \cdot t_0}$ em função da fadiga na amostra 1.

N variando de 0 a 80 mil ciclos.

Na Figura 4.121, pode-se observar a variação do fator acustoelástico em função da fadiga na amostra 2. O valor médio do fator foi calculado em -1,79 MPa/ns com 2,36 MPa/ns de desvio padrão. O valor médio sem fadiga calculado foi de -2,27 MPa/ns (Tabela 4.4). O valor do fator acustoelástico referente a 80 mil ciclos não foi considerado por apresentar um coeficiente R^2 de apenas 0,54.

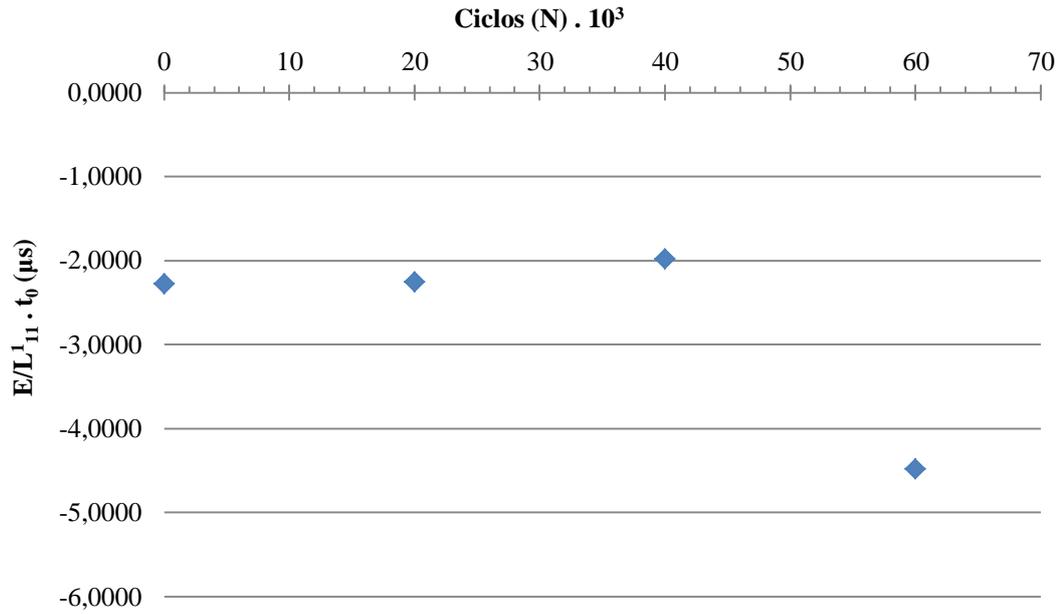


Figura 4.121: Variação do fator acustoelástico $\frac{E}{L_{11}^1 \cdot t_0}$ em função da fadiga na amostra 2.

N variando de 0 a 60 mil ciclos.

Os dados referentes à amostra 3 encontram-se na Figura 4.122, sendo o valor médio do fator acustoelástico e o desvio padrão encontrado de -2,21 MPa/ns e 0,31 MPa/ns. O valor médio sem fadiga calculado foi de -2,35 MPa/ns (Tabela 4.4).

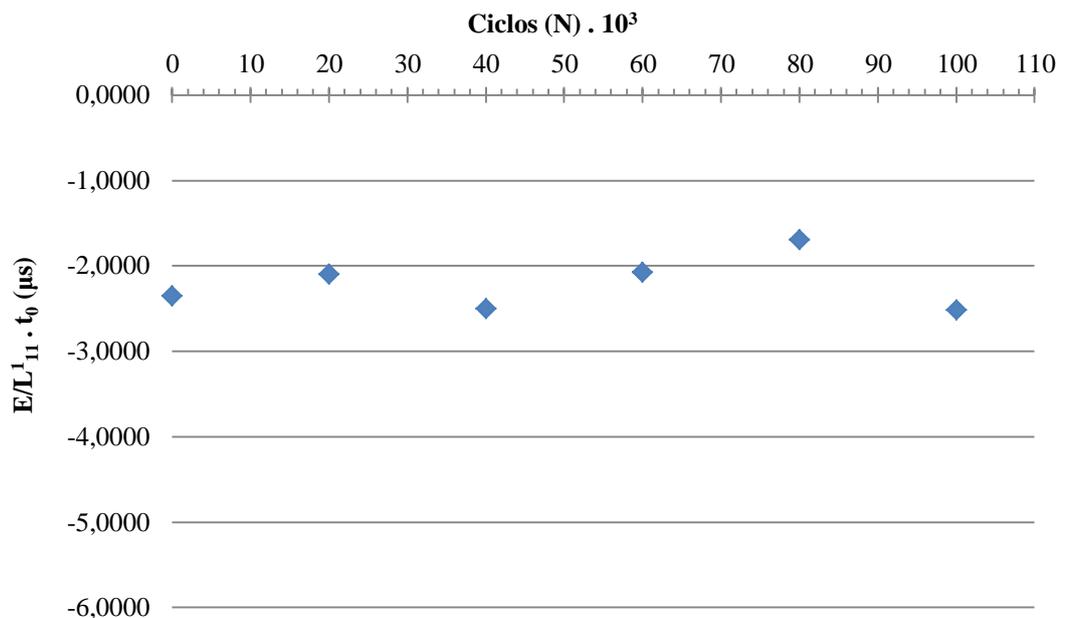


Figura 4.122: Variação do fator acustoelástico $\frac{E}{L_{11}^1 \cdot t_0}$ em função da fadiga na amostra 3.

N variando de 0 a 100 mil ciclos.

Na Figura 4.123, pode-se observar os dados para a amostra 4. O valor médio do fator foi calculado em -2,87 MPa/ns com 0,87 MPa/ns de desvio padrão. O valor médio sem fadiga calculado foi de -2,92 MPa/ns (Tabela 4.4).

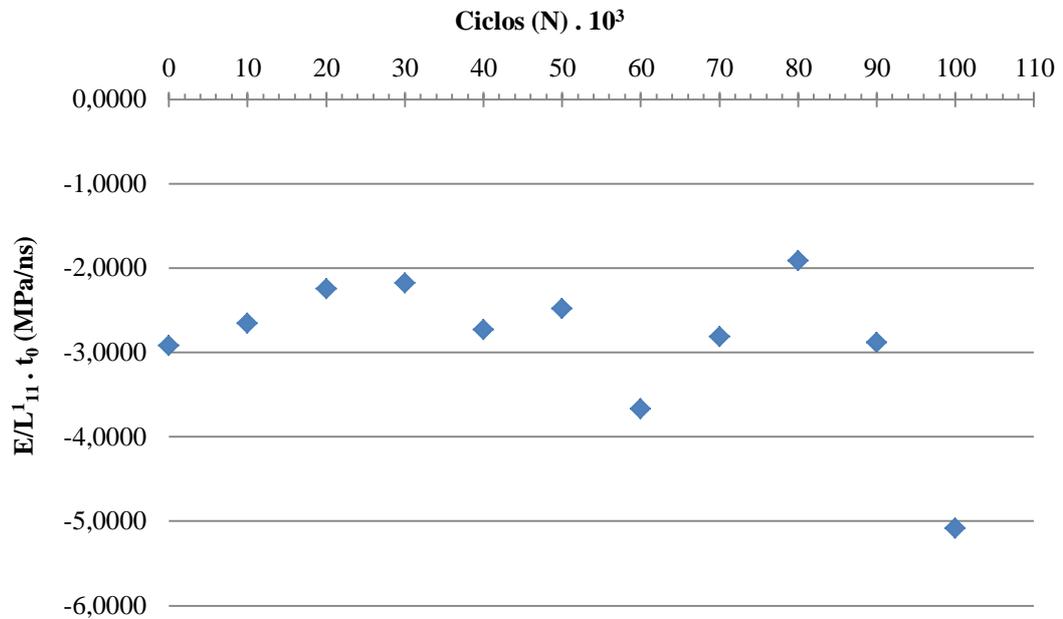


Figura 4.123: Variação do fator acustoelástico $\frac{E}{L_{11}^1 \cdot t_0}$ em função da fadiga na amostra 4.

N variando de 0 a 100 mil ciclos.

Em relação à amostra 5, pode-se observar a variação do fator acustoelástico em função da fadiga na Figura 4.124, sendo o valor médio e o desvio padrão encontrado de -3,86 MPa/ns e 3,62 MPa/ns. O valor médio sem fadiga calculado foi de -2,72 MPa/ns (Tabela 4.4). Nessa amostra, os valores do fator acustoelástico referente a 50, 60, 70 e 100 mil ciclos foram retirados da análise pois seus coeficientes de correlação (R^2) ficaram abaixo de 0,7.

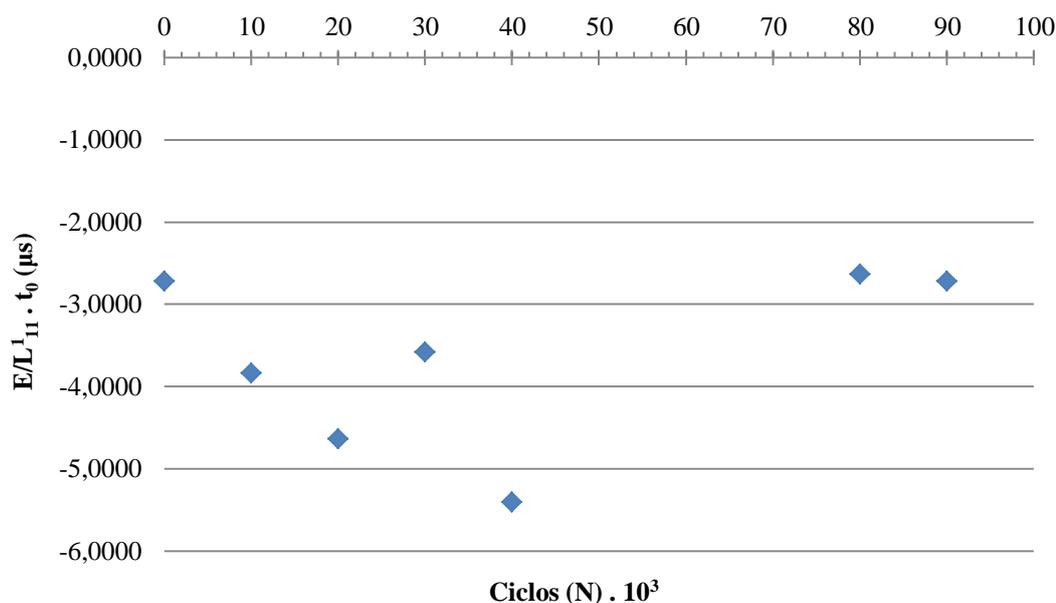


Figura 4.124: Variação do fator acustoelástico $\frac{E}{L_{11} \cdot t_0}$ em função da fadiga na amostra 5.

N variando de 0 a 100 mil ciclos.

A análise dos dados referentes à variação do fator acustoelástico em função da fadiga das amostras 2, 3, 4 e 5, apesar da elevada variabilidade apresentada, permite concluir que o valor médio em módulo do fator acustoelástico (e conseqüentemente da constante acustoelástica), tende a diminuir com o aumento do número de ciclos em fadiga.

4.9. Curvas de Histerese e Variação dos Parâmetros Dinâmicos (Módulo Secante, Dinâmico e Dano Acumulado) em função da fadiga

Conforme visto no item 2.2.2, a curva de histerese indica a quantidade de energia de deformação que o material “absorve” de maneira irreversível para cada ciclo de carregamento-descarregamento, e a inclinação da mesma é indicada pelos módulos secante e dinâmico do material. Conseqüentemente, uma análise da variação da inclinação destas curvas permite mensurar os danos induzidos no material durante o processo de fadiga, pois tal parâmetro pode ser calculado em função da variação do módulo secante após N ciclos de fadiga em relação ao valor não fadigado.

As Figuras 4.125 a 4.129, mostram as curvas de histerese obtidas entre 0 e 80 mil ciclos de fadiga para a amostra 2 e 0 e 100 mil ciclos para as amostras 3, 4, 5 e 6. Devido a

problemas na aquisição de dados, não foi possível realizar o ensaio de histerese para a amostra 1, por isso ela não consta da análise.

A Figura 4.125, mostra o comportamento da amostra 2 em termos de deformação no sentido longitudinal à medida que a carga era aplicada na mesma. Nota-se que para uma carga de 350 MPa aplicada para a amostra sem fadiga a deformação máxima foi de 6,02 $\mu\text{m}/\text{mm}$, passando para 7,15 $\mu\text{m}/\text{mm}$ quando a mesma carga de 350 MPa foi aplicada na amostra fadigada com 80 mil ciclos. Esse acréscimo na deformação máxima evidencia o surgimento e acúmulo de danos internos no material.

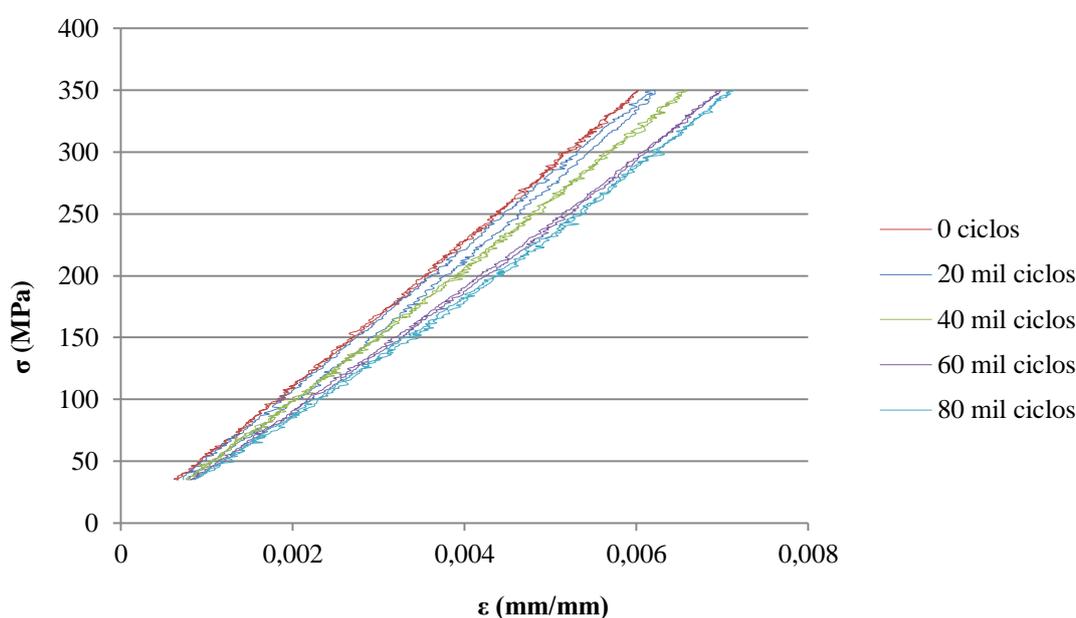


Figura 4.125: Variação das curvas de histerese em função da fadiga na amostra 2.
N variando de 0 a 80 mil ciclos.

O mesmo comportamento pode ser observado na Figura 4.126, que mostra os resultados obtidos para a amostra 3. A deformação máxima passa de 5,81 $\mu\text{m}/\text{mm}$ com a amostra sem fadiga para 6,25 $\mu\text{m}/\text{mm}$ (amostra com 100 mil ciclos).

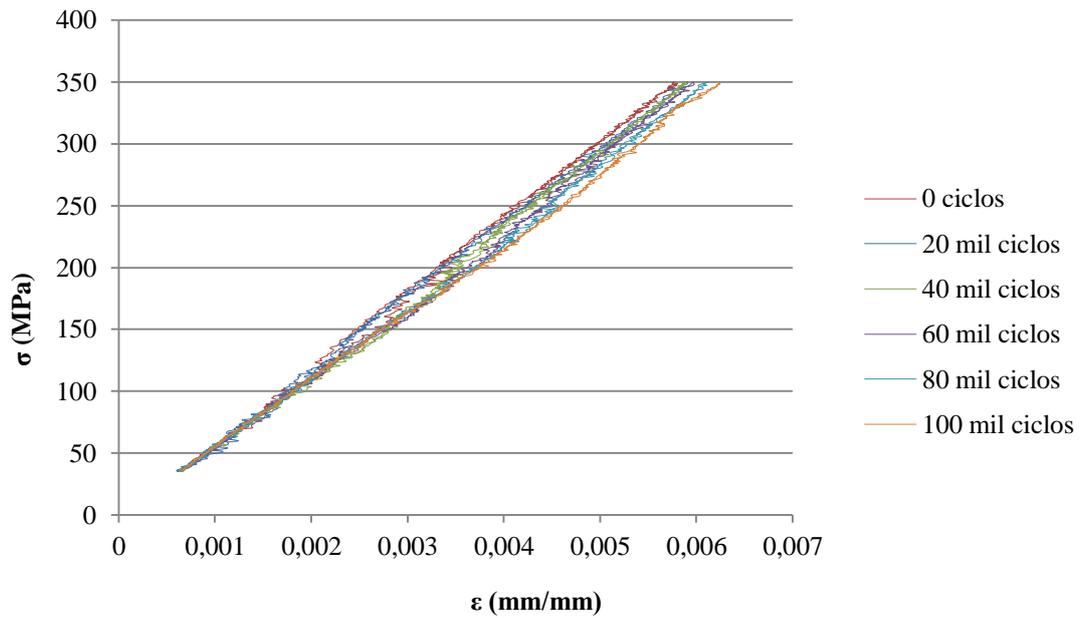


Figura 4.126: Variação das curvas de histerese em função da fadiga na amostra 3.
N variando de 0 a 100 mil ciclos.

Na Figura 4.127, vê-se que a amostra 4 teve sua deformação máxima acrescida de 6,08 $\mu\text{m}/\text{mm}$ sem fadiga para 6,28 $\mu\text{m}/\text{mm}$ a 100 mil ciclos.

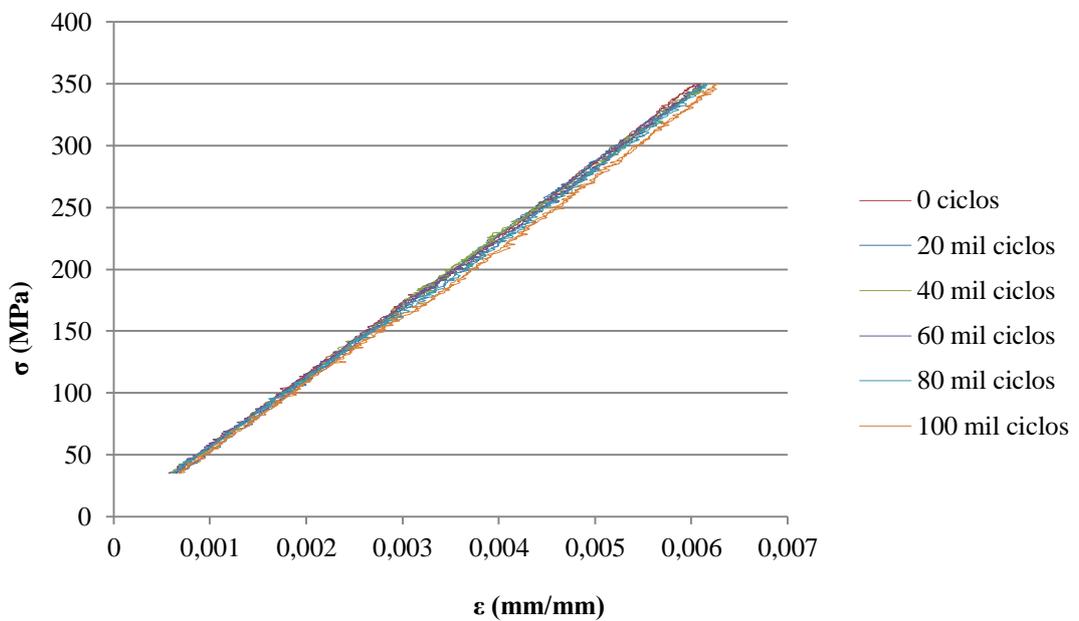


Figura 4.127: Variação das curvas de histerese em função da fadiga na amostra 4.
N variando de 0 a 100 mil ciclos.

Na amostra 5, verificou-se aumento na deformação máxima de 5,79 $\mu\text{m}/\text{mm}$ na condição sem fadiga para 7,55 $\mu\text{m}/\text{mm}$ após 100 mil ciclos (Figura 4.128).

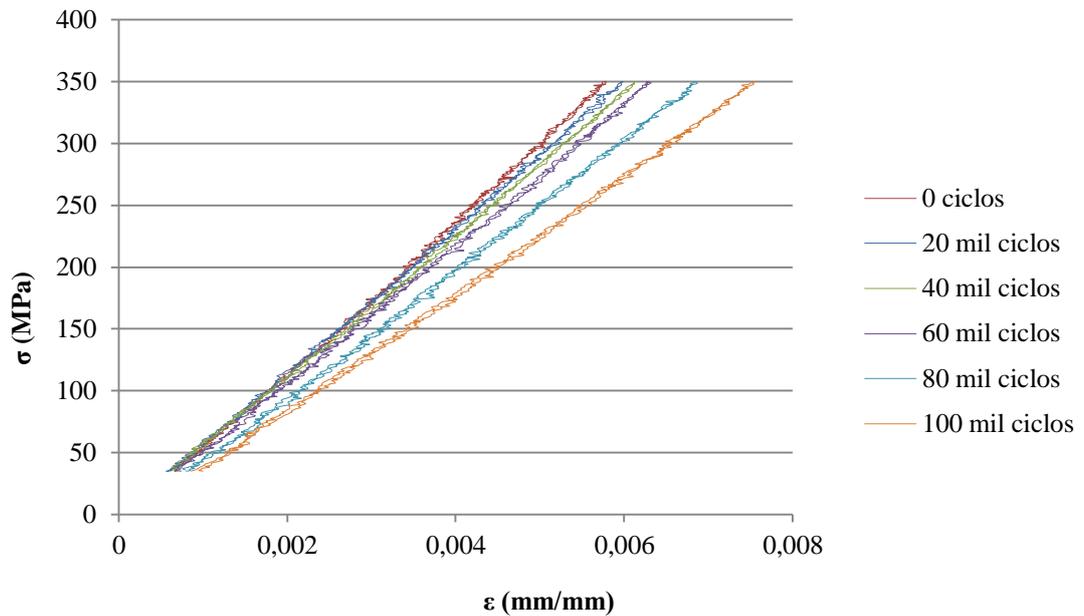


Figura 4.128: Variação das curvas de histerese em função da fadiga na amostra 5.
N variando de 0 a 100 mil ciclos.

Na Figura 4.129, verifica-se, em relação à amostra 6, um acréscimo na deformação máxima de 6,17 $\mu\text{m}/\text{mm}$ para 8,33 $\mu\text{m}/\text{mm}$ quando comparadas as condições sem fadiga e com 100 mil ciclos.

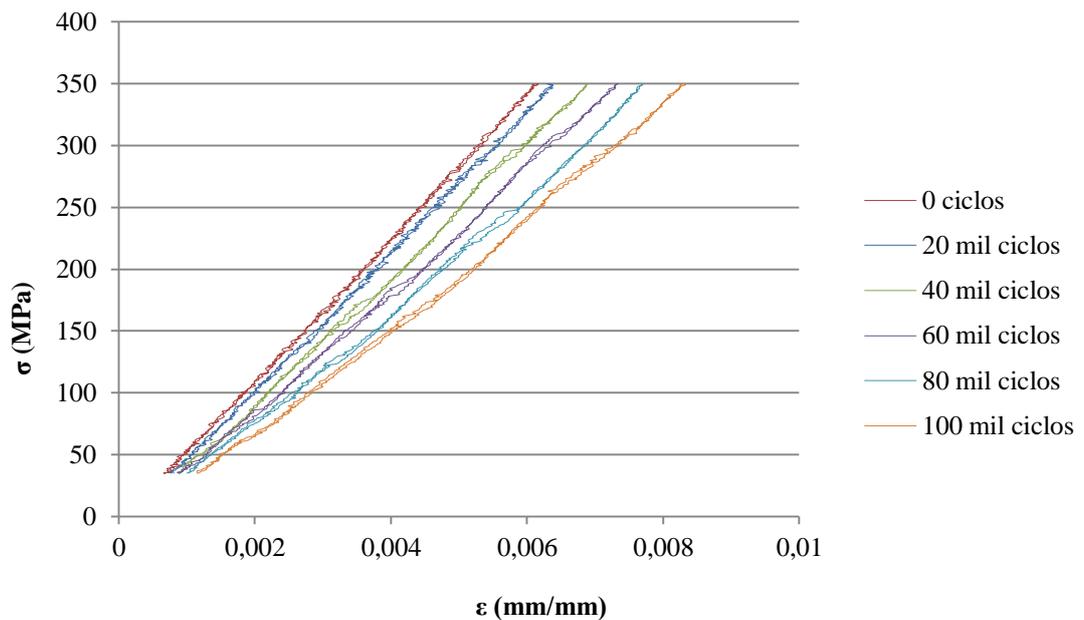


Figura 4.129: Variação das curvas de histerese em função da fadiga na amostra 6.
N variando de 0 a 100 mil ciclos.

De maneira geral, conclui-se que, para todas as amostras, à medida que os ciclos de fadiga aumentam as deformações máximas também, para um mesmo nível de tensão aplicada. Isso é um claro indicativo da degradação ocorrida no material devido ao acúmulo de danos internos.

O processo de acúmulo de dano no material também pode ser evidenciado pela redução dos módulos secante (E_s) e dinâmico (E_{din}) nas curvas de histerese (Figuras 4.130 a 4.134). Os resultados obtidos permitem concluir sobre o decréscimo de ambos os módulos, conforme o processo de fadiga ocorre, confirmando o acúmulo de danos internos no material. Os resultados mostram também que, em geral, o módulo dinâmico apresenta valores superiores ao módulo secante. Ancelotti (2011) e Pinter (2006) apresentaram resultados semelhantes.

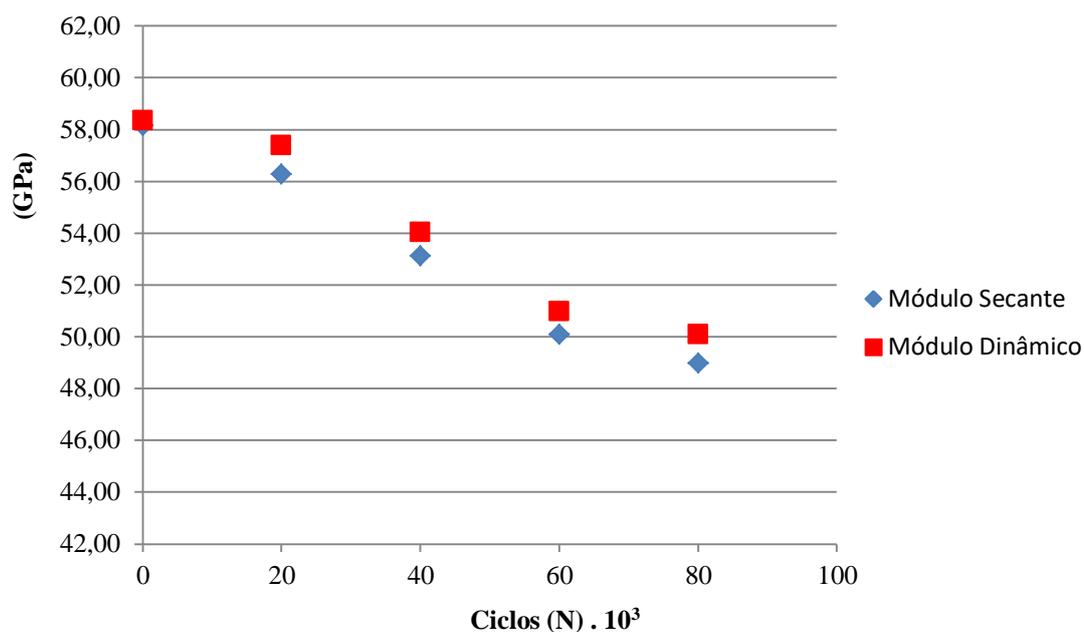


Figura 4.130: Variação dos Módulos Secante (E_s) e Dinâmico (E_{din}) em função da fadiga na amostra 2. N variando de 0 a 80 mil ciclos.

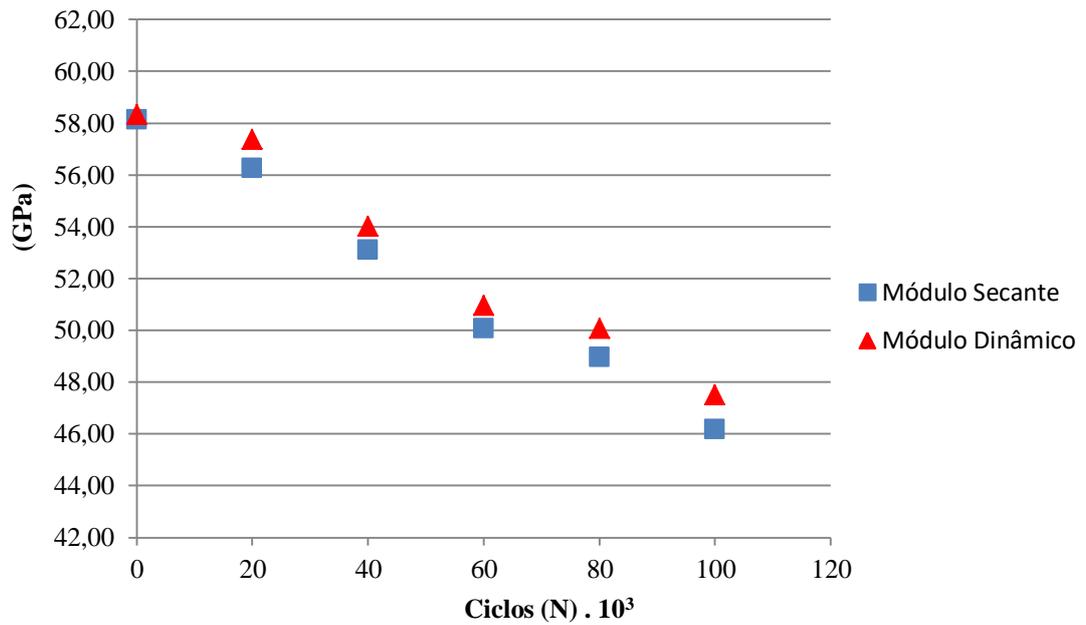


Figura 4.131: Variação dos Módulos Secante (E_s) e Dinâmico (E_{din}) em função da fadiga na amostra 3. N variando de 0 a 100 mil ciclos.

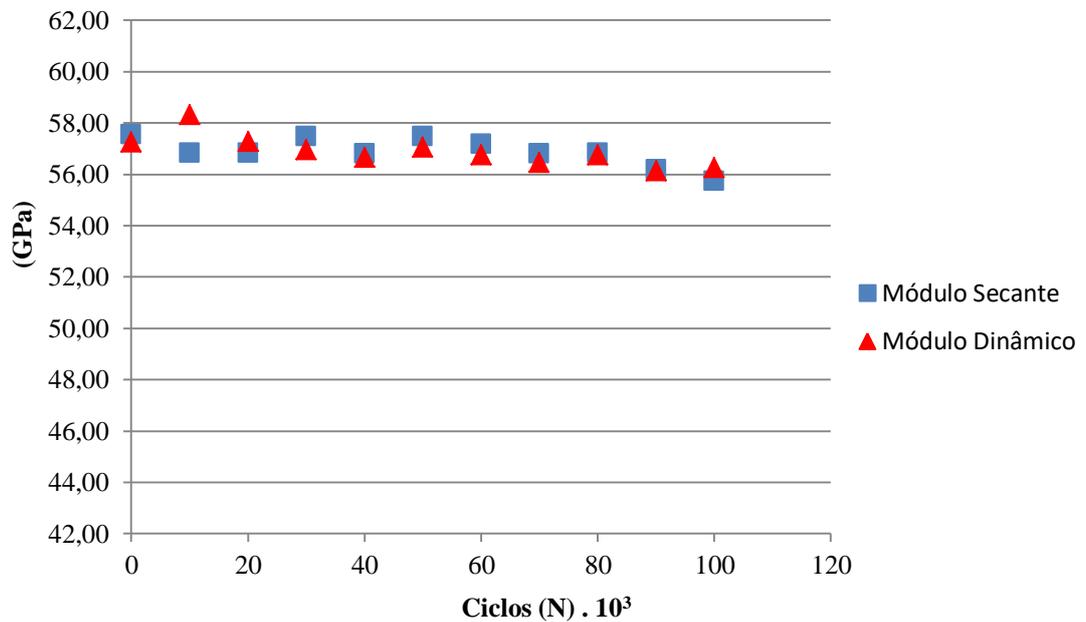


Figura 4.132: Variação dos Módulos Secante (E_s) e Dinâmico (E_{din}) em função da fadiga na amostra 4. N variando de 0 a 100 mil ciclos.

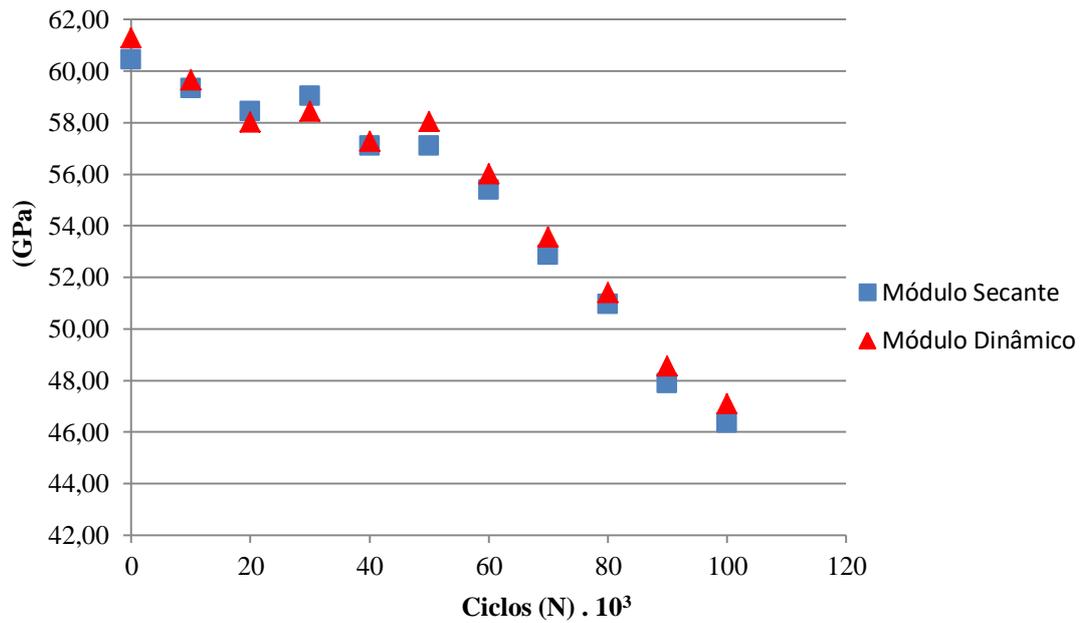


Figura 4.133: Variação dos Módulos Secante (E_s) e Dinâmico (E_{din}) em função da fadiga na amostra 5. N variando de 0 a 100 mil ciclos.

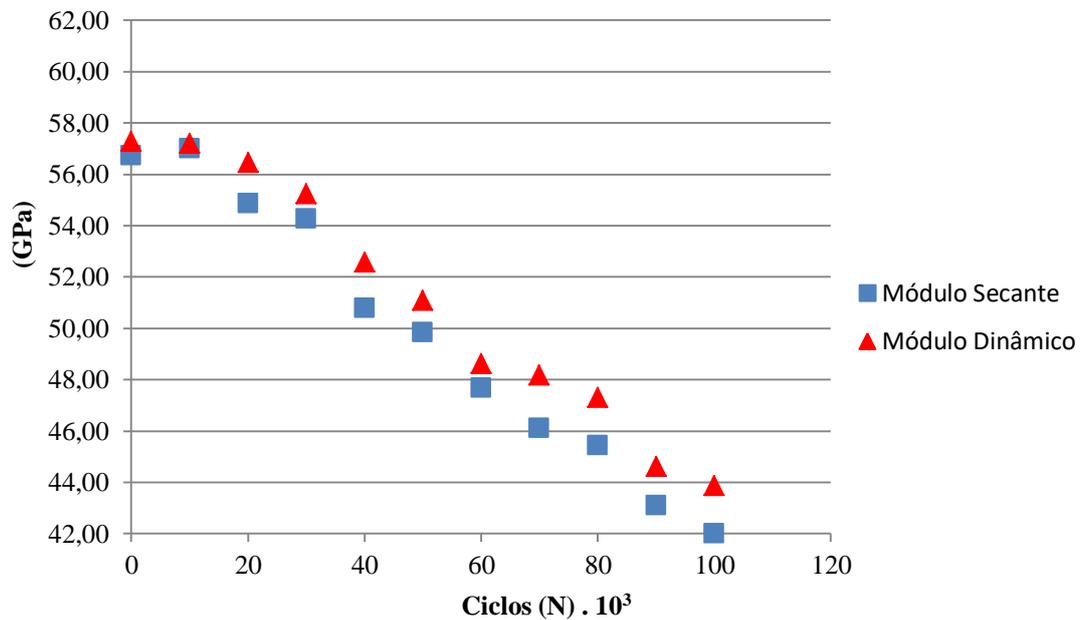


Figura 4.134: Variação dos Módulos Secante (E_s) e Dinâmico (E_{din}) em função da fadiga na amostra 6. N variando de 0 a 100 mil ciclos.

A Figura 4.130, mostra os módulos secante e dinâmico da amostra 2, calculados com base na variação da inclinação das curvas de histerese e da deformação máxima para cada ciclo de fadiga. Percebe-se uma variação do módulo secante de 58,14 GPa na condição sem

fadiga para 48,95 GPa com 80 mil ciclos, configurando uma redução de 15,80%. O módulo dinâmico sofreu uma redução de 14,15%, passando de 58,34 GPa para 50,09 GPa.

A amostra 3 apresentou uma redução de 7,04% no módulo secante e de 7,88% no módulo dinâmico. A amostra 4 apresentou redução de 3,18% e 1,73% nos módulos secante e dinâmico respectivamente. A amostra 5, apresentou redução de 23,32% e 23,18% e a amostra 6, sofreu redução de 19,88% e 17,43% nos módulos secante e dinâmico.

Uma hipótese que justifique a menor variação dos módulos secante e dinâmico na amostra 4, seria o fato desta ter apresentado a menor fração volumétrica de vazios (0,44%), também conhecida como porosidade, em comparação às demais amostras (Tabela 4.6). Vários autores já têm demonstrado que o índice de porosidade afeta diretamente as propriedades estáticas e dinâmicas dos materiais compósitos (Almeida (1994), Chambers (2006), Dill (1992), Gibbins (1982), Ancelotti (2011)), reduzindo drasticamente a vida em fadiga do mesmo. Outra consequência da presença de vazios segundo Jeong e Hsu (1995) é a diminuição da velocidade das ondas longitudinais e de cisalhamento provocando um aumento de atenuação no ultrassom. Isto ocorre devido à redução da rigidez do compósito com o aumento do volume de vazios. Dessa forma, entende-se que o fato da amostra 4 apresentar um índice de porosidade menor fez com que o comportamento do material em fadiga fosse pouco alterado, pelo menos a esse nível de ciclagem (0-100 mil ciclos). Outro fator relacionado às características micromecânicas do material, refere-se a sua relação fibra/resina, e que para a amostra 4, também se verificou ser a menor dentre todas as amostras conforme mostra a Tabela 4.6.

Tabela 4.6: Análise micromecânica para as amostras 1 a 6.

CDP	Fração volumétrica de fibra	Fração volumétrica sistema	Fração volumétrica de vazios	Relação fibra/resina
	(%)	(%)	(%)	
1	53,86	45,38	0,76	1,19
2	54,44	45,01	0,55	1,21
3	55,22	43,99	0,78	1,26
4	53,75	45,80	0,44	1,17
5	58,22	41,33	0,45	1,41
6	55,73	43,44	0,83	1,28

Analisando as Figuras 4.130 a 4.134, percebe-se que o comportamento dos módulos secante e dinâmico das cinco amostras é semelhante em relação ao número de ciclos de fadiga. Ambos os módulos decrescem à medida que a fadiga aumenta, sendo bons indicadores do processo de danificação do material.

A presença de danos internos pôde ser comprovada em função do aumento da deformação máxima sofrida pelo material e pela redução dos módulos secante e dinâmico, em função do número de ciclos em fadiga. Utilizou-se nesse trabalho, como medida do processo de degradação do material, o fator/índice de acúmulo de danos (D) baseado no decaimento do módulo secante (E_s), conforme item 2.2.2., equação 2.21. Esse índice está indicado nas Figuras 4.135 a 4.139 para as amostras 2, 3, 4, 5 e 6, e compreende a variação do módulo secante para determinado número de ciclos de fadiga em relação ao valor do módulo na condição sem fadiga, subtraída da unidade. Esse índice varia entre 0 (nenhum dano interno) e 1 (quando ocorre a falha), e nota-se que os valores obtidos para 80 mil ciclos na amostra 2 e 100 mil ciclos para as demais está longe do índice de falha na amostra ($D = 1$).

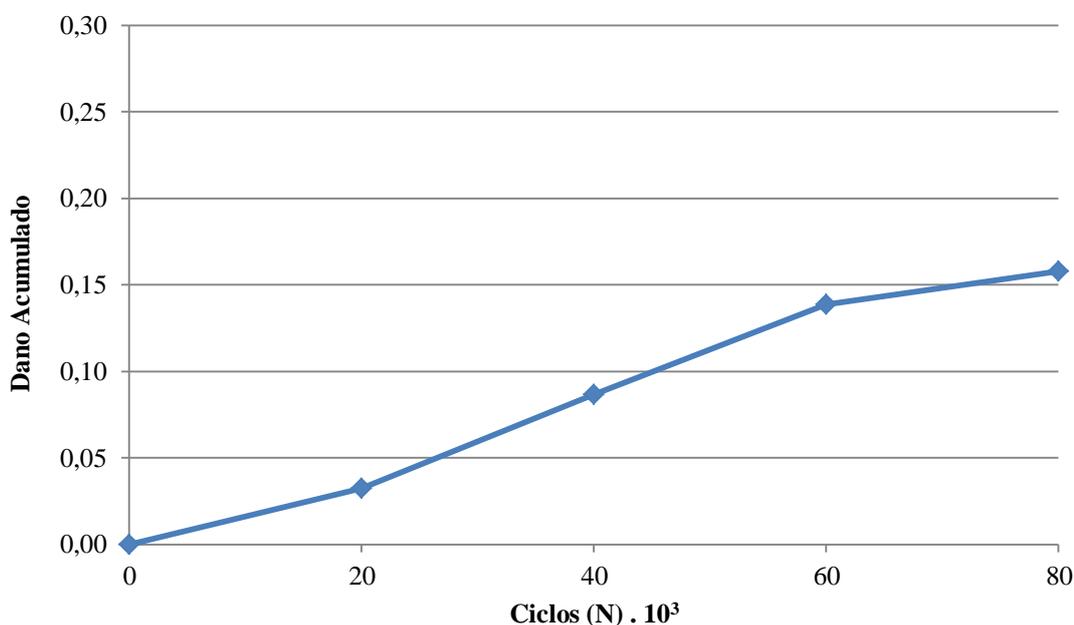


Figura 4.135: Fator de dano acumulado (D) em função da fadiga para a amostra 2.

N variando de 0 a 80 mil ciclos.

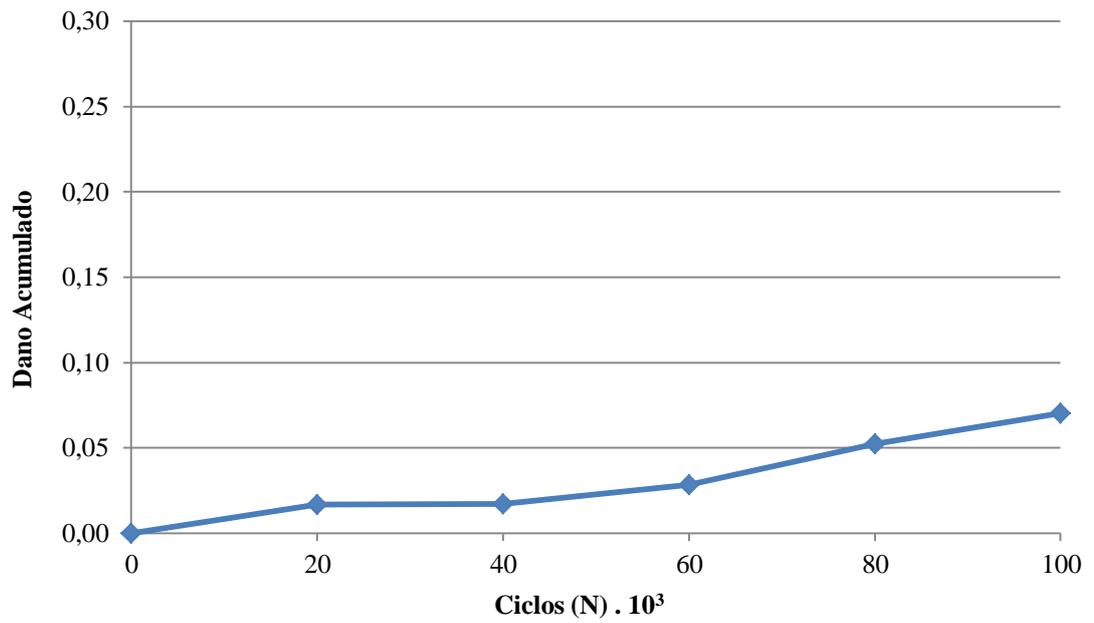


Figura 4.136: Fator de dano acumulado (D) em função da fadiga para a amostra 3.
N variando de 0 a 100 mil ciclos.

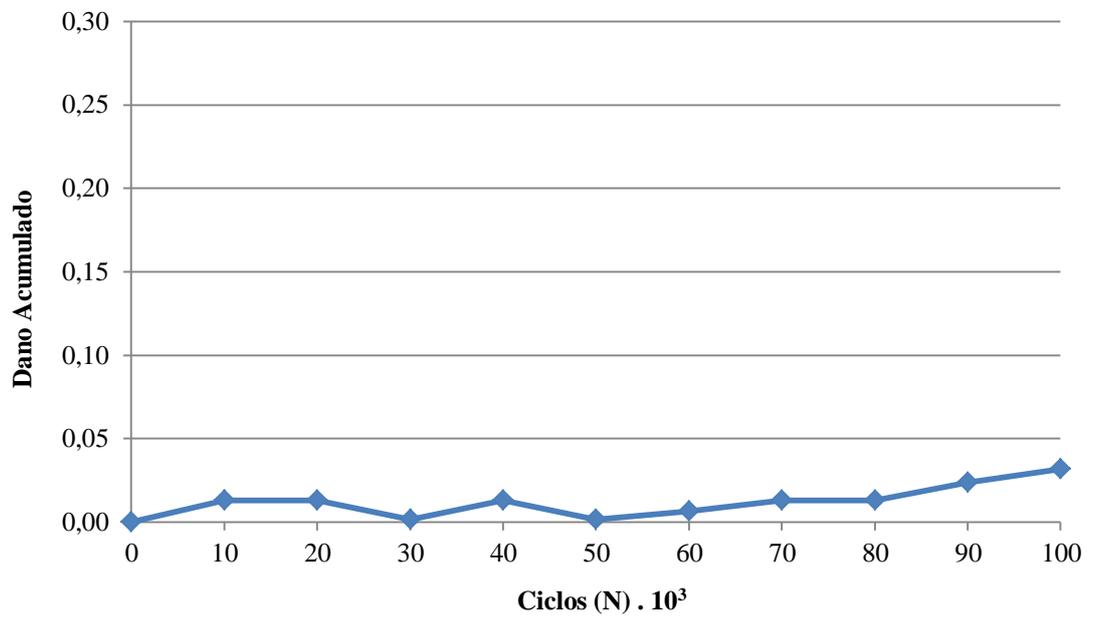


Figura 4.137: Fator de dano acumulado (D) em função da fadiga para a amostra 4.
N variando de 0 a 100 mil ciclos.

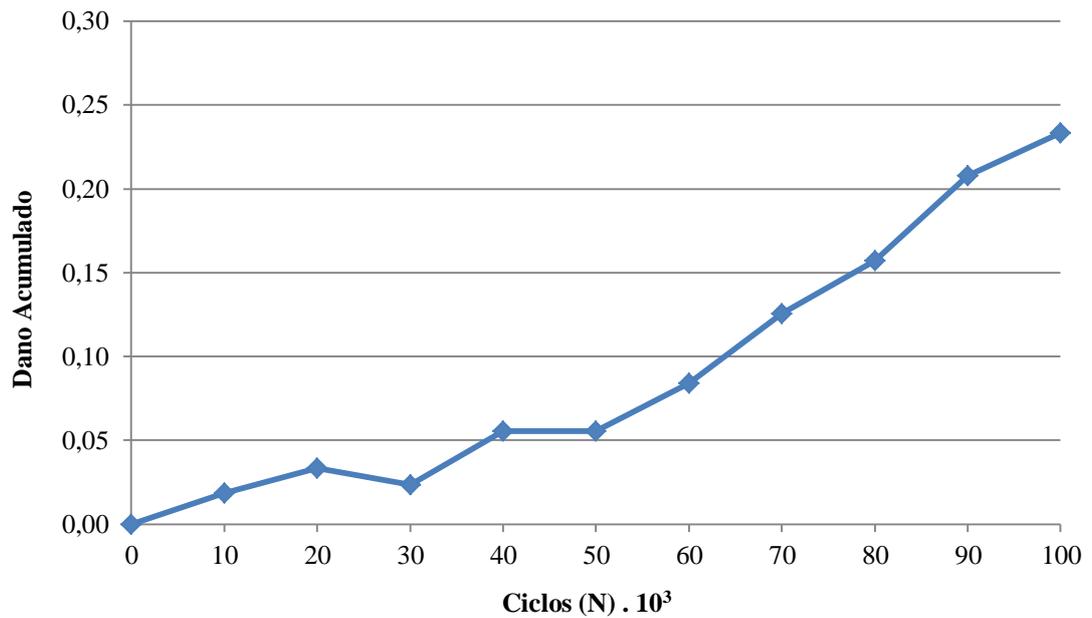


Figura 4.138: Fator de dano acumulado (D) em função da fadiga para a amostra 5.
N variando de 0 a 100 mil ciclos.

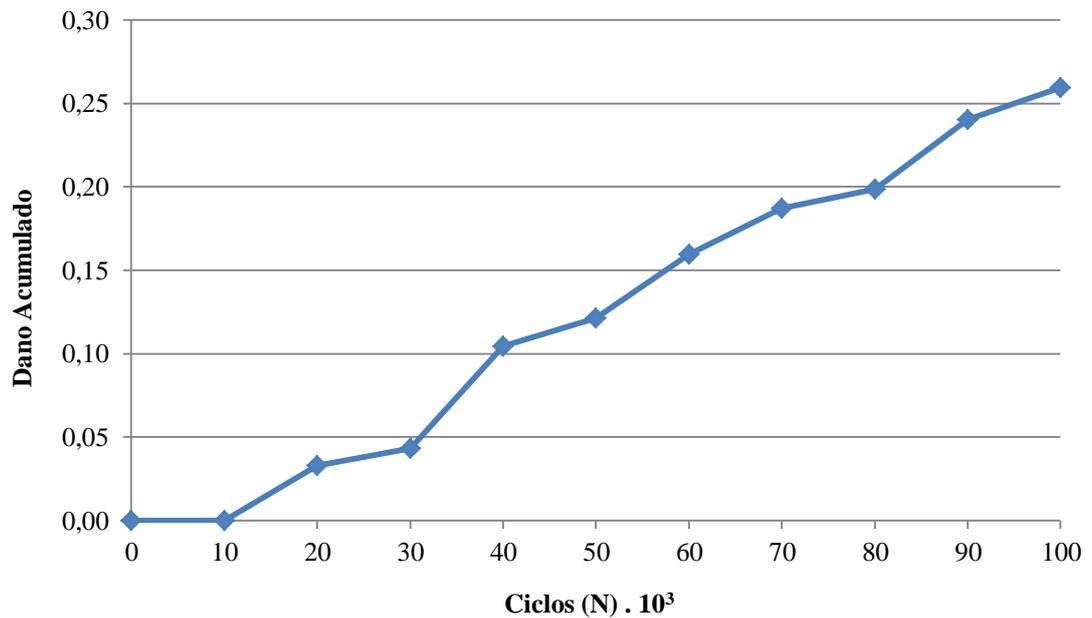


Figura 4.139: Fator de dano acumulado (D) em função da fadiga para a amostra 6.
N variando de 0 a 100 mil ciclos.

Pode-se verificar que, em geral, o índice de dano (D) aumenta, à medida que o número de ciclos de fadiga também aumenta, indicando não apenas o aparecimento dos diversos modos de falha no material, mas o crescimento e/ou acúmulo de tais fatores de falha no

material. Nota-se também que o índice de dano (D) para as amostras 3 e 4, estão bem abaixo quando comparados aos índices das amostras 5 e 6. O valor registrado para a amostra 3 após 80 mil ciclos foi de 0,07, e para a amostra 4, de 0,03 (após 100 mil ciclos). Os valores de D para as amostras 5 e 6 foram, respectivamente, 0,23 e 0,26. Na amostra 2, o valor do índice (D) foi intermediário (0,16).

4.10. Variação do tempo de percurso da onda (TOF) em função do Dano Acumulado

Como um dos objetivos deste trabalho, propôs-se concluir sobre a influência do índice de dano acumulado (D) devido a fadiga no tempo de percurso da onda longitudinal criticamente refratada no material (TOF). Tais dados são analisados nesta seção, evidenciados nas Figuras 4.140 a 4.144 que representam a correlação entre tais variáveis para as amostras 2, 3, 4, 5 e 6.

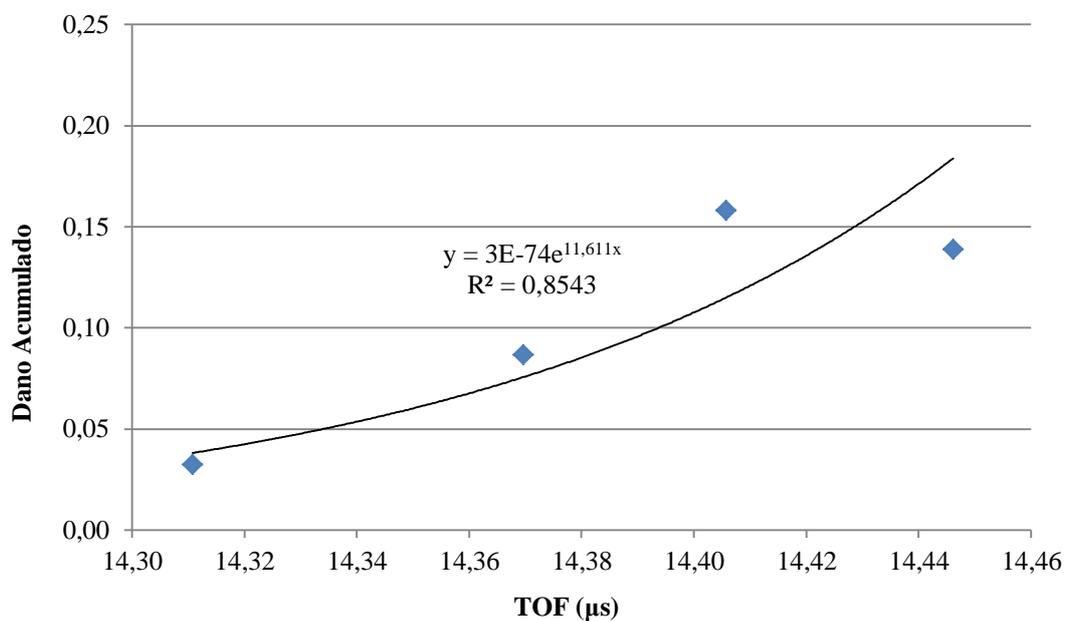


Figura 4.140: Variação do índice de dano acumulado (D) em função do tempo de percurso da onda (TOF) na amostra 2 sob fadiga. N variando de 20 a 80 mil ciclos.

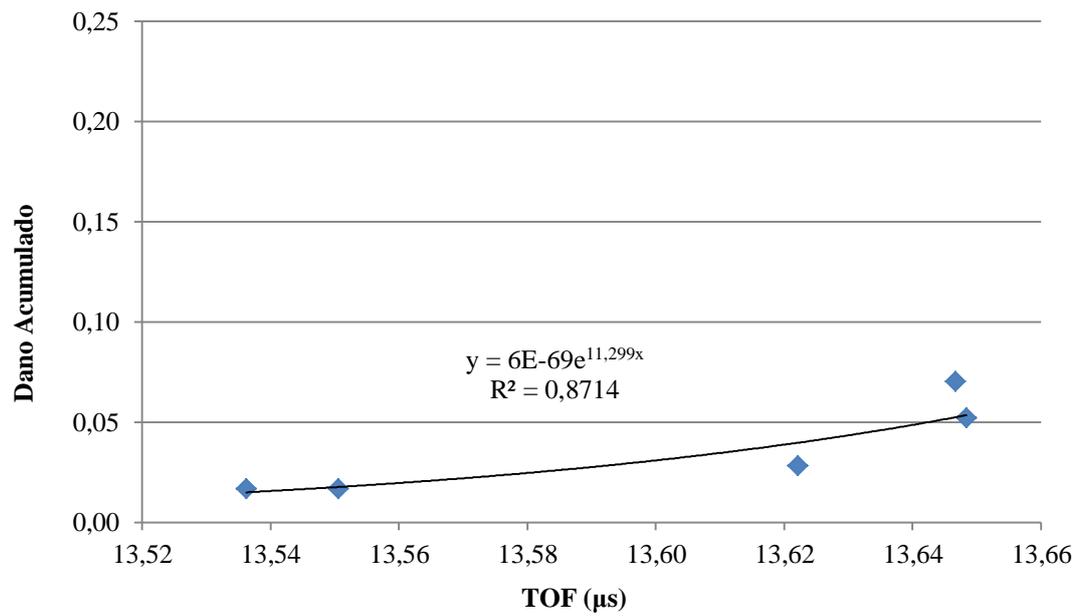


Figura 4.141: Variação do índice de dano acumulado (D) em função do tempo de percurso da onda (TOF) na amostra 3 sob fadiga. N variando de 20 a 100 mil ciclos.

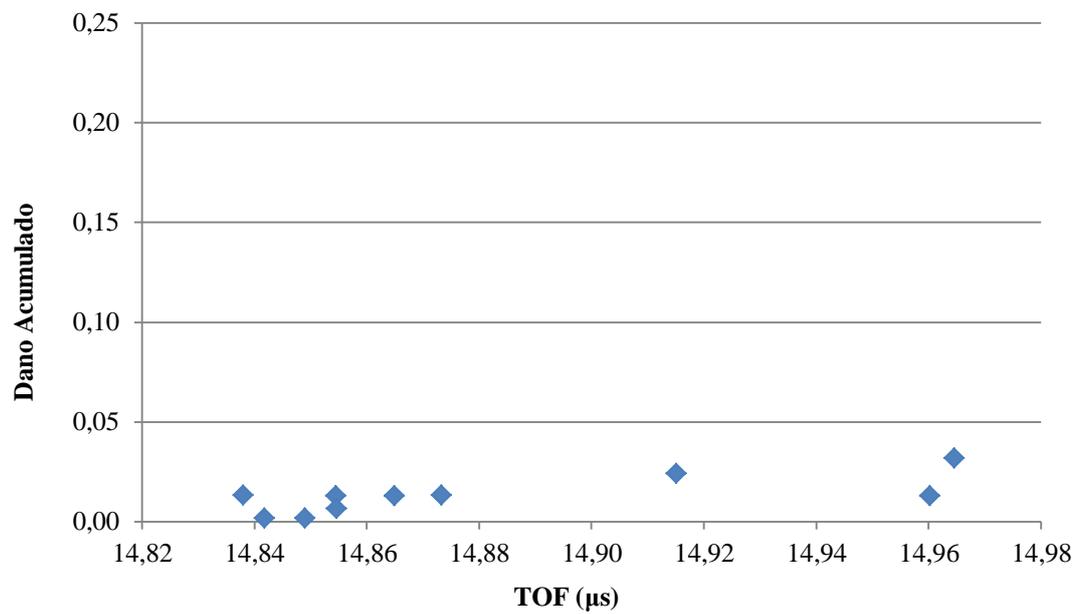


Figura 4.142: Variação do índice de dano acumulado (D) em função do tempo de percurso da onda (TOF) na amostra 4 sob fadiga. N variando de 10 a 100 mil ciclos.

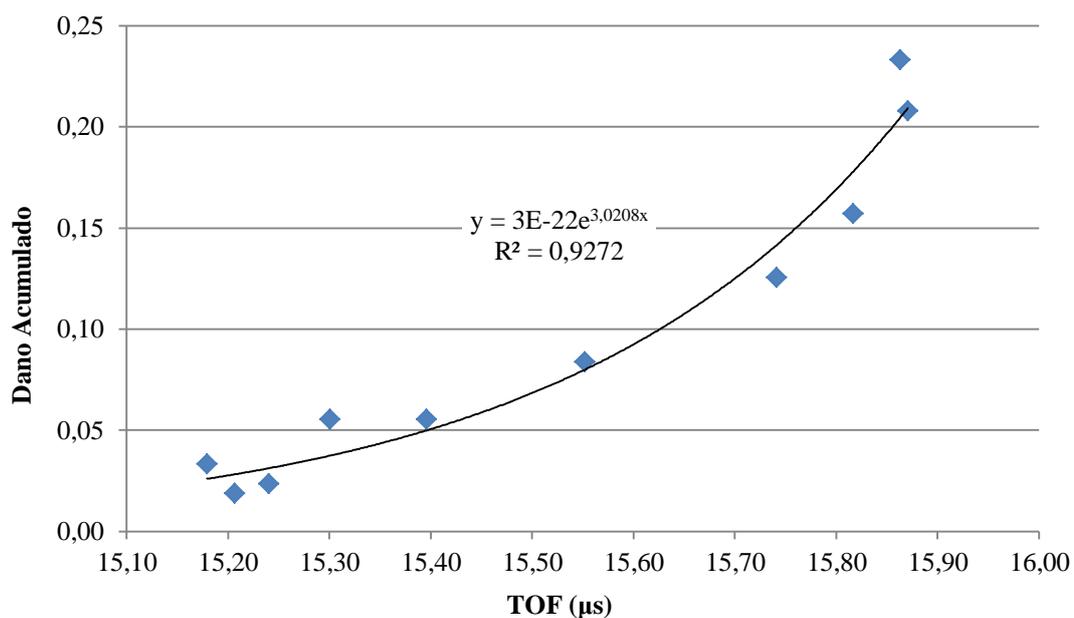


Figura 4.143: Variação do índice de dano acumulado (D) em função do tempo de percurso da onda (TOF) na amostra 5 sob fadiga. N variando de 10 a 100 mil ciclos.

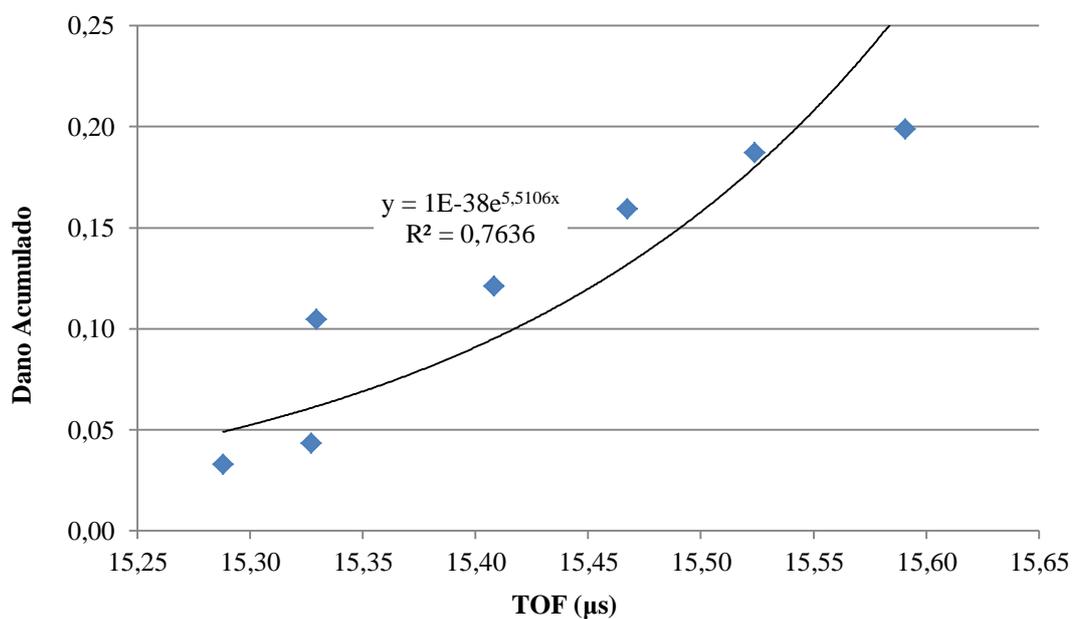


Figura 4.144: Variação do índice de dano acumulado (D) em função do tempo de percurso da onda (TOF) na amostra 6 sob fadiga. N variando de 10 a 80 mil ciclos.

A curva de variação do índice D em função do TOF para a amostra 2 pode ser observada na Figura 4.140. O intervalo de TOF analisado refere-se aos ciclos de fadiga variando entre 20 mil e 80 mil ciclos. Os dados permitem o ajuste de uma linha de tendência exponencial como a indicada na Figura 4.132, com coeficiente de determinação R^2 de 0,85.

A Figura 4.141, demonstra para a amostra 3, a mesma correlação com tendência exponencial e R^2 de 0,87. O intervalo de TOF corresponde a fadiga entre 20 mil e 100 mil ciclos.

As amostras 4, 5 e 6 foram analisadas quanto a essa correlação no intervalo de TOF referente a fadiga entre 10 mil e 100 mil ciclos. Na amostra 4, cujo comportamento do índice de dano está apontado na Figura 4.142 observa-se dados muito dispersos, sem que haja possibilidade de sugestão de linha de tendência para os dados.

A amostra 5, com seus dados visualizados na Figura 4.143, apresenta uma tendência nitidamente exponencial, com R^2 igual a 0,93 e a Figura 4.144 apresenta os dados da amostra 6, com R^2 de 0,76 para a linha de tendência exponencial.

De maneira geral, pode-se concluir que, para todas as amostras, à medida que o índice de dano aumenta, o tempo de percurso também aumenta, e conseqüentemente a velocidade da onda diminui, de maneira exponencial. Essa característica pode ser explicada pelo fato de que os modos de falha (conforme visto na seção 2.2.2.) vão surgindo progressivamente e interagindo entre si, sendo que essa integração promove uma degradação acelerada a partir de certo número de ciclos, o que justificaria a curva de tendência exponencial para os dados.

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1. Conclusões

O objetivo principal deste trabalho é verificar os efeitos causados pelo estado de tensão e da fadiga na velocidade de propagação de uma onda longitudinal criticamente refratada (L_{cr}) em um compósito laminado de matriz polimérica (epóxi) reforçado com tecido de carbono. Pretende-se dessa forma, contribuir para o desenvolvimento futuro de um método não destrutivo capaz de avaliar, de maneira rápida e confiável, a vida útil restante de um componente fabricado com esse tipo de material, sujeito a fadiga. Tal método está baseado na correlação entre o número de ciclos em fadiga ainda suportado pelo material e o estado de tensão atual em que ele se encontra. O estado de tensão é verificado através do efeito acustoelástico e a variação da velocidade de propagação da onda ultrassônica no material. A mudança no estado de tensão do material é considerada consequência do dano acumulado no mesmo pelo processo de fadiga.

Verifica-se a princípio, que a temperatura tem uma grande influência nos resultados medidos de TOF em função da tensão aplicada no material. No presente trabalho, para o material estudado, encontrou-se um coeficiente de variação de $0,0101 \mu\text{s}/^\circ\text{C}$, que equivaleria em termos de tensão à $-27,5 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$. Daí a importância de se aplicar procedimentos de correção aos valores obtidos durante as medições e monitorar a temperatura das amostras durante todo o processo experimental.

Outro fato que deve ser ressaltado é a grande dispersão de dados em função das variações do próprio material. Compósitos são por natureza materiais heterogêneos, e por isso mesmo, as variações a nível macro são diversas. Em especial, compósitos ortotrópicos, como o que foi utilizado para este estudo, apresentam essa propriedade em escala ainda maior. Somado a isso, variações provenientes do processo de fabricação, podem introduzir ainda outros fatores que tornam cada amostra retirada de um mesmo laminado únicas. Isso fez com que as medições de TOF nas diversas amostras, sem considerar carregamento externo ou fadiga, apresentassem variações significativas. Somado a isso, verificou-se também, uma variação de resultados em função de fatores relacionados à montagem dos sensores na sapata e na quantidade de gel acoplante entre sensores/sapata e sapata/amostra. Como conclusão a essas questões, um procedimento de calibração do sistema de medição, deve ser adotado para

cada amostra no início dos procedimentos de medição, ou quando for necessário por qualquer razão, fazer modificações/desmontagens no sistema sensores/sapata/amostra.

Quanto à influência da carga axial (tensão aplicada no sentido longitudinal) no TOF, verificou-se uma relação nitidamente linear, com os coeficientes de determinação das linhas de tendência para os gráficos TOF \times Tensão variando entre 0,91 e 0,98 para as seis amostras testadas. Quanto à tendência, além de linear, conclui-se ser também inversamente proporcional, ou seja, o TOF diminui a medida a carga aplicada na amostra aumenta.

Para o material sem fadiga, verificou-se o valor médio do coeficiente acustoelástico das amostras $\left(\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}\right)$, que corresponde ao inverso do coeficiente de inclinação das linhas de tendência nos gráficos TOF \times Tensão, igual a -2,72 (MPa/ns), com um desvio padrão de 0,51 (MPa/ns), concluindo ser decrescente de 2,72 (MPa) a tensão normal média na seção transversal da amostra a cada nanosegundo de aumento no tempo de percurso da onda no material.

Considerando os parâmetros necessários para o cálculo da constante acustoelástica do material na condição sem fadiga (módulo de elasticidade E_1 , tempo de percurso da onda em estado livre de tensões t_0 , e o fator acustoelástico $\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta t}$) pôde-se chegar ao valor de -6,46.

Para o material na condição de fadiga, notou-se uma dispersão maior dos dados coletados de TOF em função da carga, porém percebe-se que o valor do fator acustoelástico e conseqüentemente da constante acustoelástica sofreu um decréscimo em função da fadiga. Esse decréscimo oscilou entre 1,71% (amostra 4) à 21,1% (amostra 2) para o fator acustoelástico.

Na condição de fadiga, porém sem carga externa aplicada, os resultados encontrados mostraram-se consistentes para o intervalo de 0 – 100 mil ciclos (para ciclos maiores de fadiga, os dados não permitiram fazer afirmações conclusivas sobre a influência da fadiga no TOF). Na faixa citada (0 – 100 mil ciclos), percebendo-se um comportamento das curvas TOF \times N com uma clara tendência passível de ser descrita por um polinômio de grau três. Essa curva demonstra um aumento inicial do TOF conforme avança o número de ciclos de fadiga, até 60 – 80 mil ciclos, quando então há uma inversão da tendência, passando a ser decrescente até 100 mil ciclos.

Avaliando especificamente a variação do TOF com a carga aplicada em várias condições de fadiga (0 – 100 mil ciclos), percebeu-se nitidamente uma tendência de diminuição do TOF, a medida que o número de ciclos em fadiga aumentava. Isso quer dizer

que a velocidade de propagação da onda ultrassônica L_{CR} aumenta no compósito estudado, à medida que o número de ciclos em fadiga aumenta.

Os dados obtidos através das curvas de histerese permitiram mensurar os danos induzidos no material durante o processo de fadiga, pois tal parâmetro pode ser calculado em função da variação do módulo secante após N ciclos de fadiga em relação ao valor não fadigado. De maneira geral, todas as amostras demonstraram que a deformação específica máxima do material sofreu um acréscimo após serem fadigadas. Esse acréscimo na deformação máxima variou entre 3,3% (amostra 4) a 35,0% (amostra 6) e evidencia o surgimento e acúmulo de danos internos no material. Conclui-se que, para todas as amostras, à medida que os ciclos de fadiga aumentam as deformações máximas também aumentam, para um mesmo nível de tensão aplicada. Isso é um claro indicativo da degradação ocorrida no material devido ao acúmulo de danos internos.

Outro indicador que permitiu evidenciar o processo de acúmulo de dano no material foi a variação observada nos módulos secante (E_s) e dinâmico (E_{din}) das amostras. Os resultados obtidos permitiram concluir sobre o decréscimo de ambos os módulos, conforme o processo de fadiga ocorre, confirmando o acúmulo de danos internos no material.

Finalmente, a correlação esperada entre Dano acumulado e TOF foi desenvolvida, mostrando uma tendência exponencial de aumento do tempo de percurso da onda no material, conforme o índice de dano interno aumenta, ou seja, percebeu-se uma diminuição na velocidade da onda com o aumento do índice de dano interno.

5.2. Sugestões para Trabalhos Futuros

Como sugestão para trabalhos futuros, pode-se desenvolver novos procedimentos com o objetivo de diminuir a dispersão dos valores medidos de TOF. A padronização da força de compressão aplicada entre a sapata e a amostra, poderia trazer benefícios nesse sentido.

Outra sugestão seria o aumento do número de amostras ensaiadas em fadiga, na faixa específica de 0 a 100 mil ciclos com intervalos menores de medição para novas avaliações. Imagens estereoscópicas poderiam ser feitas em cada um destes intervalos, para que os modos de falha pudessem ser meticulosamente identificados e associados com cada nível de fadiga.

Por fim, um modelo matemático para correlação do dano em função da variação do TOF poderia ser desenvolvido, permitindo a previsão da vida útil do componente sem a necessidade de desmontagem ou inutilização do mesmo com algum teste destrutivo.

Métodos numéricos (RNA) para predição do acúmulo de dano em função do TOF poderiam ser explorados e desenvolvidos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADAM, T. et al., **A power law fatigue damage model for fibre reinforced plastics laminates**. In: ANCELOTTI JUNIOR, A.C. *Influência da porosidade na resistência à fadiga de compósitos de fibra de carbono/epóxi*. 2011. 226p. Tese (Doutorado) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

AGARWAL, B. D.; BROUTMAN, L. J.; CHANDRASHEKHARA, K. **Analisis and performance of fiber composites**. 3. Ed. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2006.

ANCELOTTI JUNIOR, A.C. **Influência da porosidade na resistência à fadiga de compósitos de fibra de carbono/epóxi**. 2011. 226p. Tese (Doutorado) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

ANCELOTTI JUNIOR, A.C. **Efeitos da porosidade na resistência ao cisalhamento e nas propriedades dinâmicas de compósitos de fibra de carbono/resina epóxi**. 2006. 203p. Dissertação (Mestrado) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

ANDRINO, M. H. **Aplicação de ondas longitudinais criticamente refratadas para a medição de tensões em dutos**. 2007. 203p. Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

ASHBY, M. F.; JONES, D. R. H. **Engineering materials I: An introduction to properties, applications and desing**. 3 Ed. Great Britain: Elsevier, 2007.

ASTM – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D792**: Standart test method for density and specific gravity (relative density) of plastics by displacement. Philadelphia, PA: ASTM, 1998.

ASTM – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D3039 / D3039M-17**: Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials. doi: 10.1520/D3039_D3039M-17, 2017.

ASTM – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D3171**: Standart test method for constituent content of composite materials. Philadelphia, PA: ASTM, 1999.

BARRON, V.; BUGGY, M.; MCKENNA, N. H. Frequency effects on the fatigue behavior on carbono fibre reinforced polymer laminates. **Journal of Materials Science**, v. 36, p. 1755-1761, 2001.

BATHIAS, C.; A engineering point of view about fatigue of polymer matrix composite materials. **International Journal of Fatigue**, v. 28, p. 1094-1099, 2006.

BEIM, K. F., **Estudo comparativo das tensões cisalhantes na interface entre camadas de um compósito polimérico de fibra de carbono pelos métodos numérico e experimental**. 2008. Dissertação (Mestrado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares de São Paulo, São Paulo.

BERTHELOT, J. M. **Composite materials: mechanical behavior and structural analysis**. New York: Springer-Verlag New York Inc., 1998.

BUENOS, A. A.; SANTOS, A. A.; RODRIGUES, A. R.; TOKIMATSU, R. C. Application of acoustoelasticity to measure the stress generated by milling in ASTM A36 steel plates. **The Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**. 2013. DOI 10.1007/s40430-013-0049-3.

BOEING Program fact sheet 787 family. Disponível em:

<<http://www.boeing.com/boeing/commercial/787family/programfacts.page>>, Acesso em: 12 Julho 2014.

BRANDS, D., **Geometrical Modeling and Numerical Simulation of Heterogeneous Materials: Applications to Arterial Walls and Two-Phase Steels**. 2012. 158p. Tese (Doutorado) - Universität Duisburg-essen, Essen, Alemanha.

BRAY, D. E.; JUNGHANS, P. Application of the L_{CR} ultrasonic technique for evaluation of post-weld heat treatment in steel plates. **NDT&E International**. v. 28, n° 4, p. 235-242, 1995.

BRAY, D. E.; STANLEY, R. K. **Nondestructive Evaluation. A tool in design, manufacturing and servisse**. In: PEREIRA JR., P. Influência da anisotropia gerada por laminação sobre a medida de tensões por ultrassom em ligas de alumínio. 2011. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

CARNEIRO, L. A. V.; TEIXEIRA, A. M. A. J. **Revista militar de ciência e tecnologia**. v. XXV, 3° Quadrimestre, 2008.

CASTELLANO, A.; FOTI, P.; FRADDOSIO, A.; MARZANO, S.; PICCIONI, M. D. Mechanical characterization of CRFP composites by ultrasonic immersion tests: experimental and numerical approaches. **Composites: Part B**. v.66, p. 299-310, 2014.

CHANDRA, R.; SINGH, S. P.; GUPTA, K. Damping studies in fiber-reinforced composites: a review. **Composite Structures**. n° 46, 1999.

CHAKI, S.; KE, W.; DEMOUVEAU, H. Numerical and experimental analysis of the critically refracted longitudinal beam. **Ultrasonics**. v. 53, p. 65-69, 2013.

CHILLA, E.; OSETROV, A. V.; KOCH, R. Acoustoelastic anomaly in stressed heterostructures. **Physical Review B**. v.63, 2001.

COCHRAN, S. Ultrasonics - Fundamentals of ultrasonic phased arrays. **Insight**. v.48, n° 4, 2006.

CURTIS, P. T.; MOORE, B. B. A comparison of the fatigue performance of woven and non-woven CFRP laminates in reversed axial loading. **International Journal of Fatigue**. v.9, n° 2, p. 67-78, 1987.

DANIEL, I. M.; ISHAI, O. **Engineering mechanics of composite materials**. 2 Ed. New York: Oxford University Press, 2006.

DANIEL, G. S. **Dano em materiais compósitos: SAFECom: Sistema de análise de fadiga de estruturas em compósito**. 2011. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, São Carlos.

DANIEL, I. M.; CHAREWICZ, A. Fatigue damage mechanisms and residual properties of grafite/epóxi laminates. **Engineering Fracture Mechanics**. v. 25, p. 793-808, 1986.

DEGRIECK, J.; PAEPEGEM, W. G. Fatigue Damage modeling of fibre-reinforced composite materials. **Applied Mechanics Review**. v° 54, n° 4, pp. 279-300, 2001.

DIWIVEDI, S. K.; VISHWAKARMA, M.; SONI, A. Advances and researches on non destructive testing: a review. **Materials Today: Proceedings**. v. 5, p. 3690-3698, 2018.

DJERIR, W.; OURAK, M.; BOUTKEDJIRT, T. Characterization of the critically refracted longitudinal (L_{CR}) waves and their use in defect detection. **Research in Nondestructive Evaluation**. v. 25, p. 203-217, 2014.

DONADON, M. V.; ALMEIDA, S. F. M.; ARBELO, M. A.; FARIA, A. R. A three-dimensional ply failure model for composite structures. **International Journal of Aerospace Engineering**. v. 2009, n° 486063, p22, 2009.

DONADON, M. V.; LAUDA, D. P.; ALMEIDA, S. F. M. **A damage model for prediction of static and fatigue-driven delamination in composite structures**. Dept. of Aeronautics, Instituto Tecnológico da Aeronáutica. São José dos Campos, SP, 2012.

DU PONT FIBERS. **Kevlar Aramid Fiber**. s.n., Technical Guide, 1992.

EGLE, D. M.; BRAY, D. E. Measurement of acoustoelastic and third-order elastic constants for rail steel. **Journal of the Acoustical Society of America**. v. 60, p. 741, 1976.

ELLYIN, F.; KUJAWSKI, D. Fatigue testing and life prediction of fiberglass-reinforced composites. In: Neale KW and Labossiere P (eds), **1st Int Conf on Advanced Composite Materials in Bridges and Structures (ACMBS-I)**, 1992, Sherbrooke, Quebec, Canada.

EMERY, T. R.; DULIEU-BARTON, J. M. Thermoelastic stress analysis of damage mechanisms in composite materials. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, n. 41, p. 1729-1742, 2009.

FRAGA, R. S. **Avaliação da profundidade de ondas longitudinais criticamente refratadas**. Dissertação (Mestrado). 2007 - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

FRAGA, R. S.; SANTOS, A. A.; ANDRINO, M. H. Temperature effect on the measurement of stresses in pipelines using ultrasonic L_{CR} waves. **ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition**. Boston, Massachusetts, USA. 2008.

FRANCO, G.; MARANNANO, G.; PASTA, A.; MARIOTTI, G. V. **Design and use of a fatigue test machine in plane bending for composite specimens and bonded joints**. Advances in Composite Materials – Ecodesign and Analysis. Ed. InTech, 2011.

Disponível em: <<http://www.intechopen.com/books/advances-in-composite-materials-ecodesign-and-analysis/design-and-use-of-a-fatigue-test-machine-in-plane-bending-for-composite-specimens-and-bonded-joints>>. Acesso em 18 de fev. 2014.

GIUDICE, F.; LA ROSA, G.; RISITANO, A. Materials selection in the life-cycle design process: a method to integrate mechanical and environmental performances in optimal choice. **Materials & Design**. v. 26, p. 9-20, 2005.

HARRIS, B. **Fatigue in composites**. Boca Raton, FL: CRC Press, 2003.

HE, J.; LI, Z.; TENG, J.; LI, M.; WANG, Y. Absolute stress field measurement in structural steel members using the L_{cr} wave method. **Measurement**. 2018. doi:<https://doi.org/10.1016/j.measurement>.

HEXCEL Composites. **Prepreg Technology**. Duxford, UK, 2013. Publication No. FGU 017c.

HILL, R. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. **Proceedings of the Royal Society of London**, Series A, v. 193, 1948.

HUGHES, D. S.; KELLY, J. L. Second-Order elastic deformation of solids. **Phys Rev**, v. 92, p. 1145–1149, 1953. doi: 10.1103/PhysRev.92.1145.

HUSTON, R. J. Fatigue life prediction in composites. **International Journal Pre. Ves. & Piping**, n° 59, p. 329-335, 1997.

IBRAHIM, M. E. Nondestructive evaluation of thick-section composites and sandwich structures: A review. **Composites: Part A**, n° 64, p. 36-48, 2014.

JEC Composites Magazine, n.78, p.16, 2013a.

JEC Composites Magazine, n.83, p.26, 2013b.

JEC Composites Magazine, n.87, p.3, 2014a.

JEC Composites Magazine, n.89, p.20-21, 2014b.

JIA, D.; BOURSE, G; CHAQUI, S.; LACRAMPE, M. F.; ROBIN, C.; DEMOUVEAU, H. Investigation of Stress and Temperature Effect on the Longitudinal Ultrasonic Waves in Polymers. **Research in Nondestructive Evaluation**, v.25, p. 20-29, 2014. doi: 10.1080/09349847.2013.820371.

JONES, R. M. **Mechanics of composite materials**. 2 Ed. Philadelphia: Taylor & Francis, Inc., 1999.

JOSEPH, A.; PALANICHAMY, P.; JAYAKUMAR, T. Evaluation of residual stresses in carbon steel weld joints by ultrasonic LCR wave thecnique. **Journal Nondestructive Eval**, 2014. DOI 10.1007/s10921-014-0266-4.

KENNEDY, C. R.; Ó BRÁDAIGH, C. M.; LEEN, S. B. **A multiaxial fatigue damage model for fibre reinforced polymer composites**. Mechanical Engineering, NUI Galway, Ireland, 2000.

KERSTING, D. F. **Avaliação de resinas epóxi para fabricação de materiais compósitos pelo processo de pultrusão**. 2004. 102p. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

KIM, J.; LIAW, P. K. **The Nondestructive evaluation of advanced ceramics and ceramic-matrix composites**. 1998.

LILLAMAND, I.; CHAIX, J. F.; PLOIX, M. A.; GARNIER, V. Acoustoelastic effect in concrete material under uni-axial compressive loading. **NDT E Int**, n° 43, p. 655–660, 2010. doi: 10.1016/j.ndteint.

LIM, M. K.; CAO, H. Combining multiple NDT methods to improve testing effectiveness. **Construction and Building Materials**. v. 38, p. 1310-1315, 2013.

LIU, B.; LESSARD, B. L. Fatigue and damage-tolerance analysis of composite laminates stiffness loss, damage modelling, and life prediction. **Composites Science and Technology**, v. 51 p. 43-51, 1994.

MAZUMDAR, S. K. **Composites manufacturing: materials, product and process engineering**. Boca Raton, Florida: CRC Press, 2002.

MENDONÇA, P. T. R. **Materiais compostos e estruturas-sanduíche: projeto e análise**. Barueri: Manole, 2005.

NETO, F. L.; PARDINI, L. C. **Compósitos estruturais: Ciência e Tecnologia**. 1ª ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2006.

OBRAZTSOV, I. F.; VASIL'EV, V. V. **Mechanics of composites**. Moscou, Rússia: Mir Publishers, 1982.

PAO, Y. H.; SACHSE, W.; FUKUOKA, H. in MASON, W. P. (Ed.); THURSTON, R. N. **Physical Acoustics**. New York: Academic Press, 1984.

PEREIRA JR., P. **Avaliação do efeito da microestrutura na velocidade de propagação de ondas longitudinais criticamente refratadas utilizando arrays ultrassônicos**. 2015. Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

PETERS, S. T. **Handbook of Composites**. 2. Ed. Mountain View, California, USA: Chapman & Hall, 1998.

PINTER, G.; LADSTATTER, E.; BILLINGER, W.; LANG, R. W. Characterization of the tensile fatigue behavior of RTM laminates by isocyclic stress-strain-diagrams. **International Journal of Fatigue**. v. 28, 2006.

RAMALHETE, P. S.; SENOS, A. M. R.; AGUIAR, C. Digital tools for material selection in product design. **Materials & Design**, v. 31, p. 2275-2287, 2010.

ROJEK, M.; STABIK, S.; SOKOT, S. Fatigue and ultrasonic testing of epoxy-glass composites. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**. v. 20, 2007.

ROSSINI, N. S.; DASSISTI, M.; BENYOUNIS, K. Y.; OLABI, A. G. Methods of measuring residual stresses in components. **Materials & Design**, v.35, p.572-588, 2012.

ROTEM, A. Load frequency effect on the fatigue strength of isotropic laminates. **Composite Science and technology**, v. 46, p. 129-138, 1993.

SANTOS, A. A.; AMBIEL, L. B.; GARCIA, R. H.; RODOVALHO, T. G. Stress analysis in carbono/epoxy composites using Lcr waves. **Journal of Composite Materials**, v.0, p. 1-10, November 2013.

SANTOS, A. A.; BRAY, D. E. Ultrasonic stress measurement using PC based and comercial flaw detectors. **Review of Scientific Instruments**, v. 71, n. 9, 2000.

SANTOS, A. A., BRAY, D.E. Comparison of acoustoelastic methods to evaluate stresses in steel plates and bars. **Journal of Pressure Vessel Technology-Transactions of the ASME**. v.124, p. 354-358, 2002.

SANTOS, R. A. **Efeito da temperatura sobre a medição de tensão por ondas Lcr em aços API 5L X70**. 2007. 127p. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

SAPUAN, S. M. A. knowledge-based system for materials selection in mechanical engineering design. **Materials & Design**, v. 22, p. 687-695, 2001.

SCHIJVE, J. **Fatigue of structures and materials**. In: ANCELOTTI JUNIOR, A.C. Influência da porosidade na resistência à fadiga de compósitos de fibra de carbono/epóxi. 2011. 226p. Tese (Doutorado) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

SENDECKYJ, G. P. **Life prediction for resin-matrix composite materials**. In: DANIEL, G. S. Dano em materiais compósitos: SAFECom: Sistema de análise de fadiga de estruturas em compósito. 2011. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, São Carlos.

SILVESTRE FILHO, G. D. **Projeto e análise estrutural de haste femoral de implante de quadril em material compósito polimérico**. 2006. 204p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos – Universidade de São Paulo – São Carlos.

SONG, D.; OTANI, N. Fatigue life prediction of cross-ply composite laminates. **Materials Science Engineering**, n. A328, p. 329-335, 1997.

SONG, W.; XU, C., PAN, Q.; SONG, J. Nondestructive testing and characterization of residual stress field using ultrasonic method. **Chinese Journal of Mechanical Engineering**, v. 29, n. 2, 2016.

STINCHCOMB, W. W.; REIFSNIDER, K. L.; MARCUS, L. A.; WILLIAMS, R. S. Effects of frequency on the mechanical response of two composite materials. **Fatigue of Composite Materials**, American Society for Testing and Materials, ASTM STP 569, p. 115-12, 1975.

SUBRAMANIAN, S.; REIFSNIDER, K. L.; STINCHCOM, W. W. Accumulative damage model to predict the fatigue life of composite laminates including the effect of a fibre-matrix interface. **Int. J. Fatigue**, v. 17, n. 5, p. 343-351, 1995.

TSAI, S. W., WU, E. M. A general theory of strength for anisotropic materials. **J. Composite Materials**, Jan/1971.

VASSILOPOULOS, A. P.; KELLER, T. **Fatigue of fiber-reinforced composites**. London: Springer, 2011.

VERREY, J. Manufacturing cost comparison of thermoplastic and thermoset RTM for an automotive floor pan. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 37, p. 9-22, 2006.

WANG, W.; ZHANG, Y.; ZHOU, Y.; MENG, S.; CHEN, D. Plane stress measurement of orthotropic materials using critically refracted longitudinal waves. **Ultrasonics**. doi: 10.1016/j.ultras, 2018.

WEAVER, P. M.; ASHBY, M. F.; BURGESS, S.; SHIBAIKE, N. Selection of materials to reduce environmental impact: a case study on refrigerator insulation. **Materials & Design**, v. 17, n. 1, 1996.

WRÓBEL, G.; STABIK, J.; ROJEK, M. Non-destructive diagnostic methods of polymer matrix composites degradation. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 31, p. 53-59, November, 2008.

XIONG, J. J.; SHENOI, R. A. A two-stage theory on fatigue damage and life prediction of composites. **Composites Science and Technology**, n. 64, p. 1331-1343, 2004.

XU, C.; SONG, W.; PAN, Q.; LI, H.; LIU, S. **Physics Procedia**, v. 70, p. 594-598, 2015.

ZHANG, Z.; HARTWIG, G. Relation of damping and fatigue damage of unidirectional fibre composites. **International Journal of Fatigue**, v.24, p. 713-718, 2002.

ZHU, Q.; BURTIN, C.; BINETRUY, C. Acoustoelastic effect in polyamide 6: linear and nonlinear behaviour. **Polymer Testing**. v.40, p. 178-186, 2014.