

DIJAN VINICIUS OSTI DE MORAES

**AVALIAÇÃO DE PROPRIEDADES DE FADIGA DE COMPÓSITOS DE  
POLIPROPILENO REFORÇADO COM FIBRAS DE COCO**

Dissertação de mestrado apresentada ao  
Centro Universitário da FEI para obtenção  
do título de Mestre em Engenharia  
Mecânica, orientada pelo Prof. Dr.  
Rodrigo Magnabosco.

São Bernardo do Campo

2013

**Moraes, Djan Vinicius Osti de.**

**Avaliação de propriedades de fadiga compósitos de polipropileno reforçado com fibra de coco / Djan Vinicius**

**Osti de**

**Moraes. São Bernardo do Campo, 2013.**

**218 f. : il.**

**Dissertação (Mestrado) - Centro Universitário da FEI.**

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

1. Compósitos - Fadiga. 2. Fibra de Coco. 3. Polipropileno.  
I. Magnabosco, Rodrigo, orient. II. Título.

CDU 677.18



Centro Universitário da FEI

## APRESENTAÇÃO DE DISSERTAÇÃO ATA DA BANCA JULGADORA

PGM-10

### Programa de Mestrado de Engenharia Mecânica

**Aluno:** Dijan Vinicius Osti de Moraes

**Matrícula:** 211102-9

**Título do Trabalho:** Avaliação de propriedades de fadiga de compósitos de polipropileno reforçado com fibras de coco.

**Área de Concentração:** Materiais e Processos

**ORIGINAL ASSINADA**

**Orientador:** Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

**Data da realização da defesa:** 28/02/2013

A Banca Julgadora abaixo-assinada atribuiu ao aluno o seguinte:

APROVADO

REPROVADO

São Bernardo do Campo, 28 de Fevereiro de 2013.

#### MEMBROS DA BANCA JULGADORA

Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

Ass.: \_\_\_\_\_

Prof. Dr. Gustavo Henrique Bolognesi Donato

Ass.: \_\_\_\_\_

Prof.<sup>a</sup> Dr.<sup>a</sup> Silvia Helena Prado Bettini

Ass.: \_\_\_\_\_

#### VERSÃO FINAL DA DISSERTAÇÃO

ENDOSSO DO ORIENTADOR APÓS A INCLUSÃO DAS  
RECOMENDAÇÕES DA BANCA EXAMINADORA

\_\_\_\_\_

Aprovação do Coordenador do Programa de Pós-graduação

\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Agenor de Toledo Fleury

Eu dedico este trabalho aos meus pais que estão sempre ao meu lado ajudando e me apoiando principalmente nos meus estudos.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por toda saúde, força e proteção durante todos esses anos de estudo.

A meus pais que sempre me deram apoio, força, incentivo pessoal e financeiro, e que me ajudam em tudo que eu precisei e preciso.

A meu orientador e amigo Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco, que além de ter me orientado na iniciação científica, acreditou em mim e aceitou me orientar e ajudar na realização do Mestrado.

Ao Prof. Dr. Gustavo Henrique Bolognesi Donato que sugeriu o desenvolvimento da nova geometria do corpo de prova para os ensaios de fadiga por flexão, ajudando também na realização das simulações computacionais pelo método dos elementos finitos, na viabilização da construção da máquina de fadiga, pelas dicas e auxílios durante todo o mestrado.

Ao Prof. William Naville que durante a montagem e realização dos ensaios, me ajudou, tirou muitas dúvidas minhas e várias vezes deu importantes dicas.

Aos todos técnicos do Laboratório de Materiais do Centro Universitário da FEI, (Antônio Magalhães Miron, Geleci Ribeiro da Silva, Ricardo Alexandre Vieira, Gustavo Estrela da Silva, Vlamir Anaia Rodrigues e Fabricio Piedade) que além de serem amigos colaboraram na montagem e na realização dos ensaios.

Ao meu amigo e companheiro de curso Felipe Marinho Brandão por toda força, ajuda, dicas e também pela ajuda nas simulações numéricas com o método dos elementos finitos.

Ao companheiro de estudo Alex Gonçalves, que desenvolveu e montou junto comigo a máquina de fadiga.

As funcionárias do Centro de Laboratórios Mecânicos da FEI, Adelaide Bispo de Sá, Cátia Cilene da Silva, Marcela Paschualleto de Lima Gomes e Natália P. Rodrigues, por me ajudarem com os departamentos dentro da FEI.

A Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e ao Centro Universitário da FEI por terem me concedido a bolsa de estudos e a verba para compra de equipamentos e materiais.

Agradeço a Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Sílvia Helena Prado Bettini por ter idealizado minha iniciação científica e pela ideia do uso deste compósito em estudo; agradeço também a Marcela Caroline Antunes, por ambas ajudarem e cooperarem durante a realização deste trabalho e na produção de artigos.

*"A Sorte não existe; no máximo, existem circunstâncias favoráveis ou desfavoráveis. A sorte é resultado de tudo que fomos capazes de semear, enquanto a má sorte é o resultado de tudo que não fomos capazes de prever."*

*Enzo Ferrari*

## RESUMO

Devido à busca por redução de custos, os compósitos de polímeros reforçados com fibras naturais têm sido alvo de estudos nos últimos anos. A maior preocupação nas aplicações de polímeros e compósitos é a de ocorrer fratura, e um dos principais geradores de falhas é a fadiga, a qual é causada por carregamentos cíclicos. Todavia, a investigação das propriedades cíclicas de compósitos de fibras naturais tem sido pouco realizada. Assim este trabalho propõe o estudo da influência da variação da frequência da solicitação mecânica na resistência e na vida em fadiga de compósitos de polipropileno (PP) reforçado com fibra de coco. Para análise desta influência, utilizaram-se ensaios de fadiga por flexão alternada com diferentes frequências de ensaio (entre 5 e 35 Hz). Após a realização dos ensaios de tração e flexão monotônicos realizados neste estudo e da análise dos resultados verificou-se que a adição dos 40% de fibras de coco e dos 4% de PP-g-MA (agente compatibilizante) propiciou ganhos nas propriedades mecânicas, tornando o compósito mais rígido e resistente do que o PP puro, tanto em tração quanto em flexão. Estes ganhos foram obtidos graças à devida transferência de cargas da matriz para as fibras, fato garantido pela efetiva aderência das fibras na matriz devido ao uso do agente compatibilizante. Para as propriedades cíclicas, observou-se que a frequência influi na vida em fadiga do compósito, já que ao aumentar a frequência de ensaio de 5Hz até 35 Hz, reduziu-se a vida do material nas diferentes amplitudes de deformações estudadas, devido à maior geração de calor por histerese, podendo até mudar o tipo de falha por fadiga predominante.

Palavras-chave: Compósitos. Fadiga. Fibra de coco. Frequência de solicitação. Polipropileno.

## **ABSTRACT**

Due to the ongoing search for alternatives to avoid nature's further degrading, and for reduction in costs, the polymeric composites reinforced with natural fibers have been a subject of studies in the past years. The biggest concern on the application of polymers and composites is the occurrence of fractures, and the main source of failure is fatigue due to cyclic loadings. However, there are only a few studies regarding cyclic properties of natural fibers composites. This work presents the review of the influence of the variation of frequency of the mechanical loadings on the coconut fiber reinforced polypropylene composite's life due to fatigue. In order to analyze this influence, alternated bending fatigue tests were used with different test frequencies (between 5 and 35Hz). Monotonic tension and bending tests were performed and the results showed a noticeable gain in mechanical properties with the addition of 40% of coconut fibers and 4% of PP-g-MA used as compatibilizing agent, making the composite stiffer and stronger than pure PP, due to the efficient transfer of loads from the matrix to the fibers, a phenomenon ensured by the good adhesion of the fibers to the matrix due to the use of the compatibilizing agent. For the cyclic properties, it was noted that the frequency has an influence on the composites' life due to fatigue, since the increase of test frequency from 5Hz to 35Hz leads to the reduction of material's fatigue life under the different amplitudes of strain considered, due to the greater amount of heat generated by hysteresis, which even is capable to alter the type of fatigue failure.

Key-words: Coconut fibers. Composites. Fatigue. Loading frequency. Polypropylene.

## Lista de tabelas

Tabela 1: Comparação entre propriedades das fibras naturais com a fibra de vidro.....	33
Tabela 2: Propriedades mecânicas de fibras de reforço. ....	35
Tabela 3: Resultados dos diferentes limites de escoamento.....	107
Tabela 4: Rigidez, resistência e deformação na ruptura obtidos no ensaio de tração. ....	108
Tabela 5: Valores corrigidos de resistência à tração e deformação na ruptura. ....	109
Tabela 6: Diferentes limites de escoamento obtidos do ensaio de flexão em 3 pontos.....	113
Tabela 7: Propriedades obtidas no ensaio de flexão em três pontos. ....	113
Tabela 8: Propriedades do polipropileno em tração. ....	147
Tabela 9: Propriedades do polipropileno em flexão.....	148
Tabela 10: Comparação do módulo de elasticidade em flexão com a literatura. ....	148
Tabela 11: Comparação do módulo de elasticidade em tração com a literatura. ....	149
Tabela 12: Comparativo da resistência em tração com outros compósitos termoplásticos....	149
Tabela 13: Comparativo das deformações na ruptura. ....	149
Tabela 15: Taxa de deformação média nos ensaios de fadiga.....	214
Tabela 16: Velocidades e taxas de deformação ensaiadas. ....	218

## Lista de figuras

Figura 1: Consumo europeu de termoplásticos em 2009. ....	23
Figura 2: Polimerização do Propileno. ....	30
Figura 3: Distribuição dos Mercados em aplicação de PP. ....	31
Figura 4: Elementos das fibras vegetais. a) vista de um corte transversal; b) vista em corte longitudinal.....	36
Figura 5: Estrutura química da celulose. ....	36
Figura 6: Partes internas do coco.....	38
Figura 7: Esquema básico representando interface e interfase.....	41
Figura 8: (a) Interface ideal entre matriz e fibra. (b) interface real entre matriz fibra. ....	41
Figura 9: Esquema das orientações das fibras nos compósitos: (a) unidirecional com fibras contínuas, (b) aleatórias com fibras descontínuas e (c) orientada com fibras descontínuas. ....	43
Figura 10: (a) compósito sem a adição de lignina, fibras com superfícies mais rugosas. (b) fibras de coco recobertas por lignina, diminuindo a rugosidade da sua superfície. ....	48
Figura 11: Micrografia da superfície fraturada em tração do compósito compatibilizado com 4% de PP-g-Ma, evidenciando a devida adesão das fibras na matriz. ....	50
Figura 12: (a) redução da compatibilidade entre fases. (b) formação de uma terceira fase de lignina no compósito compatibilizado com PP-g-MA. ....	51
Figura 13: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração da composição (PP+40%FC+4%C). Maior percentagem de fibras aderidas.....	52
Figura 14: Figura do ciclo de tensão e seus parâmetros. ....	55
Figura 15:(a) Tipos de ciclos de tensão. (b) Ciclos mais comuns de tensão. ....	56
Figura 16: Gráficos esquemáticos da variação da tensão ao longo do tempo (a) ciclo de tensões alternadas, (b) ciclo de tensões repetidas, (c) ciclo de tensões aleatórias.....	57
Figura 17: Tipos de formatos de ondas de carregamento cíclico. ....	59
Figura 18: Curva S-N, (a) materiais que apresentam limite de fadiga (b) materiais que não apresentam limite de fadiga.....	60
Figura 19: Curva de amplitude de tensão por número de ciclos com as diferentes etapas da falha por fadiga.....	61
Figura 20: Curvas S-N obtidas com diferentes tensões médias aplicadas.....	62
Figura 21: Ilustração de uma curva de deformação por número de ciclos para a falha. ....	63

Figura 22: Curva da amplitude total de deformação, obtida pela soma das amplitudes de deformação elástica e plástica em função do número de ciclos. ....	64
Figura 23: Ensaio com PC a 298K, mostrando a aderência da aproximação, para a fadiga de baixo ciclo. ....	65
Figura 24: Comportamento dos materiais ao longo de ensaio de fadiga controlado por deformação: (a) endurecimento cíclico (b) amolecimento cíclico. ....	66
Figura 25: Na esquerda tem-se o esquema de variação da amplitude de deformação ao longo do ensaio. Na direita mostra o resultado de um ensaio deste, a curva tensão-deformação cíclica. Mostrando também a comparação com os valores obtidos em um ensaio monotônico.....	66
Figura 26: Relaxação cíclica.....	67
Figura 27: Ratchetting. ....	67
Figura 28: Curvas de fadiga para vários polímeros, frequência de ensaio 30 Hz. ....	68
Figura 29: Curvas S-N de ensaios de fadiga por flexão. ....	69
Figura 30: Curvas S-N em diferentes ângulos de sollicitação trativa em relação à direção da orientação das fibras de vidro na matriz de epóxi. Ensaio realizado a temperatura ambiente, R=0,1 e 19Hz. ....	70
Figura 31: Curva tensão deformação cíclica do PC, evidenciando o amolecimento cíclico somente no campo trativo.....	72
Figura 32: Típica curva de amplitude de tensão versus número de ciclos para a falha, de polímeros que apresentam crazes e bandas de cisalhamento. ....	72
Figura 33: Figura esquemática dos mecanismos de propagação da trinca de um polímero reforçado com fibras: (1) arrancamento de fibras, (2) ponte de fibras, (3) deslocamento de fibra/matriz, (4) ruptura das fibras e (5) falha da matriz. ....	74
Figura 34: Superfície de fratura dos compósitos (a) PP com 30% de fibra de coco e (b) PP com 30% de fibra de coco e 20% de talco, ensaiados em fadiga com amplitudes de tensões de: (I) 15 MPa, (II) 12 MPa (III) e 10 MPa. ....	76
Figura 35: Micrografia de MEV das superfícies fraturadas em ensaios com 10 MPa de amplitude, para o compósito de PP com fibras de coco (a) região de início e propagação (b) falha abrupta; para o compósito híbrido com talco, (c) região de início e (d) propagação.....	77
Figura 36: Imagem de microscopia eletrônica de varredura (SEM) da superfície de fratura do compósito de polipropileno com 10% de fibra de vidro. ....	78

Figura 37: Curva tensão deformação de um ensaio de fadiga controlado por deformação do PC, evidenciando o amolecimento cíclico.....	80
Figura 38: Ciclos de histerese registrados para um corpo de prova com entalhe de polipropileno com 10% de fibras curtas de vidro, testado a 0,1 Hz após (a) 240 ciclos, (b) 690 ciclos e (c) 870 ciclos. ....	81
Figura 39: Temperatura na superfície perto da ponta da trinca já existente, durante os ensaios de propagação de trincas de fadiga.....	82
Figura 40: Efeito do reforço com fibras de vidro e carbono na curva S-N da polisulfona.....	83
Figura 41: Curvas S-N para compósitos de polisulfona com fibra de vidro e de carbono, e somente PSF, ensaio cíclico uniaxial com $R=0,1$ , em 5-20 Hz, em temperatura ambiente. ....	84
Figura 42: Curvas S-N dos 4 materiais (ensaio realizado a 3Hz).....	85
Figura 43: Superfície fraturada do: (a) PP puro, (b) PP com fibra de coco e PP-g-MA, (c) PP com talco e (d) PP com fibra de coco, PP-g-MA e talco.....	85
Figura 44: Curvas de histerese do (a) PP, (b) PP/30FCo/3C, (c) PP/20T e (d) P/30FCo/20T/3C, ensaiados a 15 MPa de amplitude e 3Hz de frequência.....	86
Figura 45: Efeito da amplitude de tensão aplicada na temperatura do material (PTFE).....	87
Figura 46: Influência da frequência de solicitação no poliacetal (POM). ....	88
Figura 47: Duas curvas S-N para o PP, obtidas em frequências de ensaio de 3Hz e 6Hz. ....	89
Figura 48: Curvas S-N para o dois compósitos, obtidas em frequências de ensaio de 3 Hz e 6 Hz. ....	89
Figura 49: Curvas S-N do estudo do PP, PPCF30 e PPFC30C.....	93
Figura 50: Comparação dos tipo de falha do PP puro (fadiga com efeito de aquecimento) e o compósito de fibra de coco (fadiga mecânica). ....	94
Figura 51: Micrografia de MEV das superfícies fraturas de fadiga mostrando a deformação plástica (a) compósito compatibilizado e (b) compósito não compatibilizado. ....	94
Figura 52: Micrografia em MEV do compósito de fibra de coco compatibilizado, mostrando a fratura sem deformação plástica na matriz.....	95
Figura 53: Micrografia de MEV das superfícies fraturas nos ensaios de fadiga do compósito compatibilizado mostrando (a) a microfusão na matriz e (b) a microfusão perto da fibra. ....	95
Figura 54: Curva SxN para as 4 diferentes composições. ....	96

Figura 55: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova (PP+40%FC+4%C) (a) ensaiado a uma tensão de 13,40 MPa. (b) Fibra de coco rompida e micro fusão na matriz. ....	97
Figura 56: Corpo de prova sendo ensaiado em tração. ....	101
Figura 57: Corpo de prova sendo ensaiado em flexão em 3 pontos. ....	102
Figura 58: Mecanismo de variação do deslocamento imposto ao corpo de prova. ....	103
Figura 59: Curva levantada a partir dos resultados das simulações numéricas da tensão máxima de von Mises por deslocamento imposto no corpo de prova. ....	104
Figura 60: Curva levantada a partir dos resultados das simulações numéricas da deformação máxima por deslocamento imposto no corpo de prova. ....	104
Figura 61: Resfriamento do corpo de prova. ....	105
Figura 62: Determinação dos diferentes limites de escoamento. ....	107
Figura 63: Curvas de Tensão-deformação de engenharia em tração. ....	107
Figura 64: Curva Tensão-deformação verdadeira do ensaio de tração. ....	108
Figura 65: Curva de deformação verdadeira em função do tempo de ensaio – Tração para determinação da taxa de deformação. ....	109
Figura 66: Fractografia no MEV: a) superfície fraturada mostrando fibras rompidas. b) detalhe de uma fibra bem aderida. ....	110
Figura 67: Fractografia no MEV: a) superfície fraturada mostrando fibras transversais ao sentido da sollicitação mecânica. b) fibra rasgada. ....	110
Figura 68: Fractografia no MEV: a) superfície fraturada mostrando uma fibra fraturada duas vezes. b) detalhe da segunda fratura da fibra. ....	111
Figura 69: Fractografia no MEV: a) superfície fraturada, região final da fratura. b) detalhe das fibras rompidas que começaram a se soltar. ....	111
Figura 70: Curvas Tensão-deformação do ensaio de flexão em três pontos. ....	112
Figura 71: Curva Deformação-tempo para o ensaio de flexão. ....	113
Figura 72: Exemplo de tipos de falha da matriz: a) falha por iniciação e propagação de trincas; b) falha por aquecimento causado pela deformação plástica do material. ....	114
Figura 73: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de 9 mm (amplitude de deformação de 0,01766 ). ....	115
Figura 74: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01766 (deslocamento de 9 mm). ....	115
Figura 75: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 35Hz, b) 5 Hz c) 35 Hz refrigerado com amplitude de deformação de 0,01766. ....	116

Figura 76: Diferença na posição da falha dos ensaios com e sem refrigeração a 35 Hz e deslocamento de 9 mm. ....	116
Figura 77: Fractografia em MEV: Visão geral da superfície fraturada no ensaio realizado a 5 Hz e amplitude de deformação de 9 mm. ....	117
Figura 78: Fractografia em MEV: Visão detalhada da região central da superfície fraturada no ensaio realizado a 5 Hz e amplitude de deformação de 9 mm. ....	118
Figura 79: Fractografia em MEV: Matriz deformada plasticamente da região central da superfície fraturada no ensaio realizado a 5 Hz e amplitude de deformação de 9 mm. ...	118
Figura 80: Fractografia em MEV: Fibra orientada transversalmente presente na superfície fraturada no ensaio realizado a 5 Hz e amplitude de deformação de 9 mm. ....	119
Figura 81: Fractografia em MEV: Região próxima à superfície fraturada no ensaio realizado a 5 Hz e amplitude de deformação de 9 mm. ....	120
Figura 82: Fractografia em MEV: Visão geral da superfície fraturada no ensaio realizado a 35 Hz e amplitude de deformação de 9 mm. ....	120
Figura 83: Fractografia em MEV: Detalhe da região central da superfície fraturada no ensaio realizado a 35 Hz e amplitude de deformação de 9mm. ....	121
Figura 84: Fractografia em MEV: Detalhe da deformação da matriz próximo a fibra, na região central da superfície fraturada no ensaio realizado a 35 Hz e amplitude de deformação de 9mm. ....	121
Figura 85: Fractografia em MEV: Região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz e com amplitude de deformação de 9 mm. ....	122
Figura 86: Detalhe da região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz e com amplitude de deformação de 9 mm. ....	122
Figura 87: Fractografia em MEV: Visão geral da superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz refrigerado e com amplitude de deformação de 9 mm. ....	123
Figura 88: Fractografia em MEV: Região mais para o centro da superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz refrigerado e com amplitude de deformação de 9 mm. ....	124
Figura 89: Fractografia em MEV: Evidência de deformação plástica na matriz na região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz refrigerado e com amplitude de deformação de 9 mm. ....	124
Figura 90: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de $\pm 8$ mm (amplitude de deformação de 0,01538 ). ....	125
Figura 91: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01538 (deslocamento de $\pm 8$ mm). ....	125

Figura 92: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 5Hz, b) 20 Hz c) 35 Hz com amplitude de deformação de 0,01538.....	126
Figura 93: Fractografia em MEV: Aspecto geral da superfície do corpo de prova ensaiado a 5 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538 .....	127
Figura 94: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 5 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538 .....	127
Figura 95: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 20 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538.....	128
Figura 96: Fractografia em MEV: região próxima da superfície do corpo de prova ensaiado a 20 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538 .....	128
Figura 97: Fractografia em MEV: a) visão geral b) região da superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538. ....	129
Figura 98: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538.....	129
Figura 99: Posição da fratura dos ensaios a 8 mm e 9 mm com e sem refrigeração. ....	130
Figura 100: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de $\pm 7,5$ mm (amplitude de deformação de 0,01430 ).....	130
Figura 101: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01430 (deslocamento de $\pm 7,5$ mm).....	131
Figura 102: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 5Hz, b) 20 Hz (43 mil ciclos) c) 25 Hz (1452 mil ciclos) com amplitude de deformação de 0,01430. ....	131
Figura 103: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 5 Hz, com amplitude de deformação de 0,01430.....	132
Figura 104: Fractografia em MEV: região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 5 Hz, com amplitude de deformação de 0,01430.....	132
Figura 105: Fractografia em MEV: superfície do corpo de prova ensaiado a 20 Hz de menor vida, com amplitude de deformação de 0,01430.....	133
Figura 106: Fractografia em MEV: superfície do corpo de prova ensaiado a 20 Hz de maior vida, com amplitude de deformação de 0,01430.....	134
Figura 107: Fractografia em MEV: superfície do corpo de prova ensaiado a 35Hz, com amplitude de deformação de 0,01430.....	134
Figura 108: Figura 107: Fractografia em MEV: Região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 35Hz, com amplitude de deformação de 0,01430.....	135

Figura 109: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de 7 mm (amplitude de deformação de 0,01318 ).	136
Figura 110: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01318 (deslocamento de $\pm 7$ mm).	136
Figura 111: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 15 Hz, b) 35 Hz com amplitude de deformação de 0,01318.	136
Figura 112: Fractografia em MEV: Região próxima ao centro do corpo de prova ensaiado a 15 Hz, com amplitude de deformação de 0,01318.	137
Figura 113: Fractografia em MEV: Região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 15 Hz, com amplitude de deformação de 0,01318.	138
Figura 114: Fractografia em MEV: Região próxima ao centro do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01318.	138
Figura 115: Fractografia em MEV: Região próxima à borda do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01318.	139
Figura 116: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de 6,5 mm (amplitude de deformação de 0,01211 ).	140
Figura 117: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01211 (deslocamento de $\pm 6,5$ mm).	140
Figura 118: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 15 Hz, b) 35 Hz com amplitude de deformação de 0,01211.	140
Figura 119: Fractografia em MEV: Superfície do corpo de prova ensaiado a 15 Hz, com amplitude de deformação de 0,01211.	141
Figura 120: Fractografia em MEV: Região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 15 Hz, com amplitude de deformação de 0,01211.	142
Figura 121: Fractografia em MEV: superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01211.	142
Figura 122: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de 6,0 mm (amplitude de deformação de 0,01106 ).	143
Figura 123: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01106 (deslocamento de $\pm 6,0$ mm).	143
Figura 124: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 20 Hz, b) 25 Hz e c) 35 Hz com amplitude de deformação de 0,01106.	144
Figura 125: Fractografia em MEV: a) região central e b) região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 20 Hz, com amplitude de deformação de 0,01106.	144

Figura 126: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 25 Hz, com amplitude de deformação de 0,01106. ....	145
Figura 127: Fractografia em MEV: região próxima da superfície do corpo de prova ensaiado a 25 Hz, com amplitude de deformação de 0,01106. ....	145
Figura 128: Fractografia em MEV: região central do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01106.....	146
Figura 129: Fractografia em MEV: região próxima da superfície corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01106. ....	146
Figura 130: Resultados dos ensaios em diferentes amplitudes de deformação reunidos em função da frequência.....	151
Figura 131: Comparativo do número de ciclos para a falha em função da frequência para os ensaios com amplitude de deslocamento de 8 e 9 mm. ....	152
Figura 132: Comparativo das temperaturas superficiais registradas durante os ensaios de amplitude de deslocamento de 8 e 9 mm.....	152
Figura 133: Fractografia em MEV: Comparação das fraturas de ensaios com 0,01538 de amplitude de deformação: região central a) 20 Hz b) 35Hz e das bordas c) 20 Hz e d) 35 Hz. ....	153
Figura 134: Comparativo do número de ciclos para a falha em função da frequência para os ensaios com amplitude de deslocamento de 7,5 e 8 mm.....	154
Figura 135: Comparativo das temperaturas superficiais registradas durante os ensaios de amplitude de deslocamento de 7,5 e 8 mm.....	154
Figura 136: Comparativo do número de ciclos para a falha em função da frequência para os ensaios com amplitude de deslocamento de 7 e 7,5 mm.....	155
Figura 137: Comparativo das temperaturas superficiais registradas durante os ensaios de amplitude de deslocamento de 7 e 7,5 mm.....	155
Figura 138: Comparativo do número de ciclos para a falha em função da frequência para os ensaios com amplitude de deslocamento de 6,5 e 7 mm.....	156
Figura 139: Comparativo das temperaturas superficiais registradas durante os ensaios de amplitude de deslocamento de 6,5 e 7 mm.....	156
Figura 140: Comparativo do número de ciclos para a falha em função da frequência para os ensaios com amplitude de deslocamento de 6,0 e 6,5 mm.....	157
Figura 141: Comparativo das temperaturas superficiais registradas durante os ensaios de amplitude de deslocamento de 6 e 6,5 mm.....	157

Figura 142: Comparativo da região central da superfície fraturada em 35Hz para os níveis de deformação de a) 0,01106 b) 0,01766. ....	158
Figura 143: Fractografia em MEV: Exemplo de comparação das superfícies de fratura do corpo de prova ensaiado em 5 Hz (região superior da imagem) e a 35 Hz sem resfriamento (região inferior da imagem) para um nível de deformação máxima de 0,01766. ....	159
Figura 144: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado com amplitude de deformação de a) 0,01766 a 5 Hz; b) 0,01538 a 5 Hz. ....	160
Figura 145: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado com amplitude de deformação de a) 0,01430 a 5 Hz; b) 0,01318 a 15 Hz. ....	161
Figura 146: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado com amplitude de deformação de a) 0,01211 a 15 Hz; b) 0,01106 a 20 Hz. ....	161
Figura 147: Posição da fratura do ensaio a 35 Hz refrigerado com amplitude de deslocamento de 9 mm. ....	162
Figura 148: Fractografica em MEV: Comparação das superfícies de fratura dos ensaios de 35 Hz sem refrigeração (região superior) e com refrigeração (região inferior) para a amplitude de deformação aplicada de 0,01766. ....	163
Figura 149: Número de ciclos para a falha em função a taxa de deformação média atuante nos ensaios de fadiga. ....	165
Figura 150: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 35 Hz. ....	166
Figura 151: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 30 Hz. ....	167
Figura 152: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 25 Hz. ....	167
Figura 153: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 20 Hz. ....	168
Figura 154: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 15 Hz. ....	168
Figura 155: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 10 Hz. ....	169
Figura 156: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 5 Hz. ....	169

Figura 157: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 35 Hz. ....	170
Figura 158: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 30 Hz. ....	170
Figura 159: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 25 Hz. ....	171
Figura 160: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 20 Hz. ....	171
Figura 161: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 15 Hz. ....	172
Figura 162: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 10 Hz. ....	172
Figura 163: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 5 Hz. ....	173
Figura 164: Pontos experimentais obtidos em diferentes níveis de deformação e frequência de ensaio. ....	173
Figura 165: Comparação das leis de potência de cada frequência ensaiada. ....	174
Figura 166: Corpo de prova indicado pela norma ASTM B593. ....	187
Figura 167: Simulação numérica do corpo de prova da ASTM B593, mostrando as tensões de von Mises atuantes no corpo de prova. ....	188
Figura 168: Simulação numérica do corpo de prova da ASTM B593, mostrando as deformações no corpo de prova. ....	188
Figura 169: Corpo de prova desenvolvido com raio único na seção de ensaio. ....	189
Figura 170: Número de elementos utilizados na simulação numérica. ....	190
Figura 171: (a) localização da região da aplicação do engaste e do deslocamento,(b) como é representado o engaste (setas travando nas direções 1 e 3 ) e o deslocamento de 12,7 mm no programa PATRAN e (c) imagem retirada do PATRAN. ....	191
Figura 172: Resultado das tensões de von Mises atuantes ao longo de todo o corpo de prova, com deslocamento de 12,7 mm. ....	192
Figura 173: Resultado das tensões atuantes de von Mises, na região de interesse - deslocamento de 12,7 mm. ....	193
Figura 174: Resultado das deformações atuantes de von Mises, na região de interesse - deslocamento de 12,7 mm. ....	193

Figura 175: Resultado das tensões atuantes de von Mises, na região de interesse - deslocamento de 8,92 mm. ....	194
Figura 176: Resultado das deformações atuantes de von Mises, na região de interesse - deslocamento de 8,92 mm. ....	195
Figura 177: Desenho da gaveta de injeção dos corpos de prova de flexão alternada.....	197
Figura 178: Molde de injeção.....	197
Figura 179: Injetora do Centro Universitário da FEI. ....	198
Figura 180: Corpo de prova de flexão PP+ Fibra de coco. ....	198
Figura 181: Corpo de prova fixado na máquina de fadiga alternada modelo CSS-40. ....	200
Figura 182: Deslocamentos impostos no corpo de prova.....	201
Figura 183: Corpo de prova sendo ensaiado na máquina CSS-40. ....	201
Figura 184: Corpo de prova após o ensaio de fadiga por flexão. ....	202
Figura 185: Comparação do local da fratura do corpo de prova ensaiado com o resultado da simulação numérica. ....	202
Figura 186: Ilustração da nova máquina de ensaios com detalhe do mecanismo de funcionamento biela-manivela. ....	203
Figura 187: Desenho da nova máquina de ensaios.....	203
Figura 188: Peças que foram tratadas termicamente para a nova máquina de ensaios. ....	204
Figura 189: Outras peças do conjunto da nova máquina de ensaios. ....	204
Figura 190: Motor elétrico da nova máquina de ensaios.....	205
Figura 191: Inversor de frequência.....	205
Figura 192: Contador Microprocessador NC400-6.....	206
Figura 193: Sensor de proximidade NL12-1104-NDC. ....	206
Figura 194: Nova máquina de ensaios totalmente montada (a direita) ao lado da máquina original do laboratório. ....	207
Figura 195: Nova máquina durante um ensaio de fadiga. ....	207
Figura 196: Detalhe do corpo de prova sendo ensaiado em flexão alternada. ....	208
Figura 197: Esquema representativo do sistema biela-manivela e a visualização de um triângulo.....	210
Figura 198: Variação do deslocamento do corpo de prova em função do ângulo de rotação do eixo do motor.....	211
Figura 199: Variação do deslocamento do corpo de prova em função do tempo para uma frequência de rotação de 10Hz. ....	212

Figura 200: Variação da deformação máxima do corpo de prova em função da rotação do eixo do motor. ....	212
Figura 201: Variação da deformação máxima do corpo de prova em função do tempo, para uma frequência de ensaio de 10 Hz. ....	213
Figura 202: Comparação da curva impostas nos ensaios com uma senoidal. ....	213
Figura 203: Curvas de taxa de deformação média dos ensaios de fadiga. ....	214
Figura 204: Os dois extensômetros utilizados para a determinação do coeficiente de Poisson. ....	216
Figura 205: Curvas tensão-deformação dos ensaios de flexão realizados a diferentes velocidades. ....	218
Figura 206: Variação do módulo elástico em função da taxa de a de deformação aplicada. .	219
Figura 207: Variação do limite de escoamento em função da taxa de deformação aplicada. .	219
Figura 208: Determinação do limite de escoamento para a taxa de deformação de $0,3599 \text{ s}^{-1}$ . ....	220

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>23</b>
<b>2 OBJETIVOS .....</b>	<b>29</b>
<b>3 COMPÓSITOS .....</b>	<b>30</b>
<b>3.1 Polipropileno .....</b>	<b>30</b>
<b>3.2 Fibras .....</b>	<b>32</b>
3.2.1 Fibras naturais .....	33
3.2.1.1 Fibra de coco .....	37
<b>3.3 Compósitos de fibras naturais .....</b>	<b>40</b>
3.3.1 Compósitos de polipropileno (PP) e fibra de coco .....	46
<b>4 FADIGA .....</b>	<b>54</b>
<b>4.1 Fadiga em polímeros e em compósitos.....</b>	<b>67</b>
<b>5 METODOLOGIA.....</b>	<b>98</b>
<b>5.1 Materiais.....</b>	<b>98</b>
<b>5.2 Métodos .....</b>	<b>98</b>
5.2.1 Extrusão .....	98
5.2.2 Injeção .....	99
5.2.3 Ensaios mecânicos monotônicos. ....	100
5.2.3.1 Ensaio de tração.....	100
5.2.3.2 Ensaio de flexão.....	101
5.2.4 Ensaio cíclico de flexão alternada .....	102

<b>6 RESULTADOS</b> .....	106
<b>6.1 Tração</b> .....	106
<b>6.2 Flexão</b> .....	112
<b>6.3 Fadiga por flexão alternada</b> .....	113
<b>7 DISCUSSÃO</b> .....	147
<b>7.1 Ensaio de tração e flexão.</b> .....	147
<b>7.2 Ensaio de fadiga em flexão.</b> .....	150
7.2.1 Análise das curvas de frequência por número de ciclos ( $f-N_f$ ) e das fractografias em MEV. ....	150
7.2.2 Análise das curvas de taxa de deformação por número de ciclos. ....	165
7.2.3 Análise das curvas de deformação por número de ciclos ( $\epsilon-N_f$ ). ....	166
<b>8 CONCLUSÕES</b> .....	175
<b>9 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS</b> .....	176
<b>REFERÊNCIAS</b> .....	177

## 1 INTRODUÇÃO

Desde 1600 a.C, a humanidade já utiliza os polímeros, quando pela primeira vez se usou a borracha natural em roupas. Depois disso, o homem começou a usar mais os polímeros naturais, como as resinas, graxas e a borracha natural. O desenvolvimento dos termoplásticos iniciou-se no século XIX, com o poliestireno (PS) por Eduard Simon e do PVC por Fritz Klatte. O grande desenvolvimento dos plásticos usados hoje em dia ocorreu na primeira metade do século XX, onde se obteve pelo menos 15 novos tipos de polímeros (TECNOLOGIA DO PVC, 2006; ANDRADY; NEAL, 2009).

O polipropileno foi descoberto em 1954 por Giulio Natta, e a sua produção comercial começou em 1957. O polipropileno é um termoplástico usado mundialmente e pode ser processado por injeção, extrusão e sopro, moldagem, termoformagem e extrusão. Por meio destes tipos de processamento com o polipropileno, consegue se produzir diversos produtos, como embalagens para venda e transporte de alimentos e produtos, utensílios pessoais, utensílios para agricultura e construção, e particularmente partes para a indústria automobilística devido ao baixo custo e baixa densidade deste material (ANDRADY; NEAL, 2009).

O uso dos polímeros tem crescido devido ao seu baixo preço e constantes melhorias de desempenho. Em 2009, segundo a PlasticsEurope, o consumo mundial chegou a 230 milhões de toneladas, sendo somente na Europa 55 milhões de toneladas, sendo que o polipropileno correspondeu a 19% desta demanda como pode ser visto na Figura 1 (PLASTICSEUROPE, 2010).

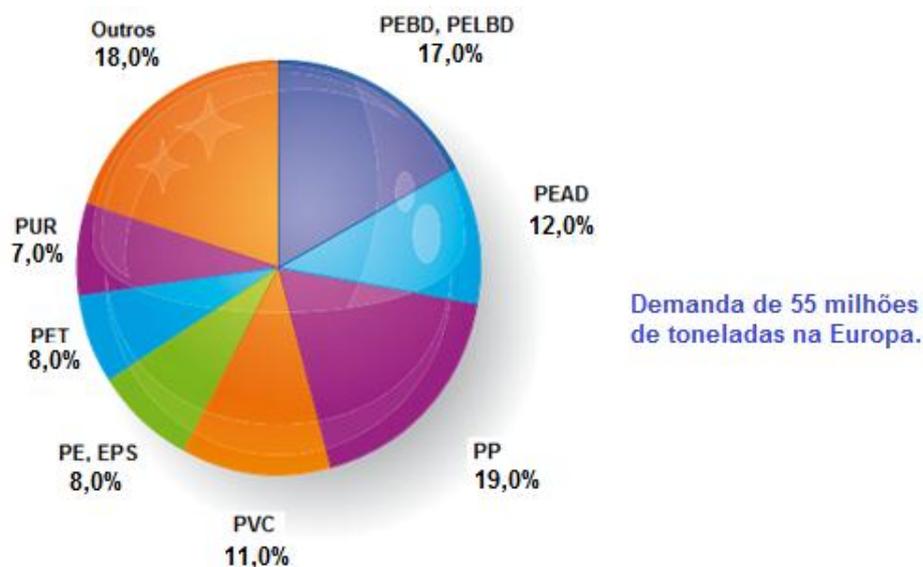


Figura 1: Consumo europeu de termoplásticos em 2009.  
Fonte: Plastics Europe, 2010.

De acordo com a American Plastics Council, cerca de 20 % da massa dos veículos é composta de peças plásticas e o interior dos veículos é feito de aproximadamente 50% de materiais poliméricos. Este uso vem aumentando devido aos avanços nos desenvolvimentos dos polímeros, da sua baixa densidade e da capacidade de produzir peças com as mais variadas formas (JUSKA, 2006). Apesar dessas vantagens associadas às peças compostas de material polimérico, tem-se o fato de este tipo de material apresentar uma lenta degradação, contribuindo com danos ambientais.

Nestes últimos anos, buscam-se alternativas para diversos produtos para não ferir ainda mais a natureza. Procuram-se, também, materiais de baixo custo, provenientes de fontes de matérias primas renováveis e que possam competir com os materiais normalmente utilizados. Isto fez com que houvesse um aumento da importância das fibras naturais como reforço para polímeros, tornando-se um tópico interessante de pesquisa. Outro fator que contribuiu para aumento da importância das fibras naturais é o alto preço das fibras sintéticas. Então se procura substituir parcialmente ou até totalmente as fibras sintéticas por fibras naturais, principalmente para condições menos severas de uso (MEDEIROS; MATTOSO; CARVALHO, 2002).

Aliada ao aumento no interesse em utilizar peças plásticas nos veículos, pensando no ciclo de vida dos produtos, está a preocupação com o meio ambiente e com os seres humanos, assim há pesquisas por materiais sustentáveis, que sejam recicláveis e saudáveis aos trabalhadores, aos ocupantes dos veículos e ao ambiente. Com estas preocupações as empresas automobilísticas, nesses últimos anos, estão investindo em desenvolvimento de materiais biodegradáveis ou de fontes renováveis, além de buscar aumentar a reciclabilidade dos materiais já em uso. Também estão procurando adicionar estes novos tipos materiais aos materiais utilizados provenientes do petróleo, a fim de reduzir o uso destes (JUSKA, 2006).

Neste contexto, as empresas automobilísticas viram um potencial em substituir a fibra de vidro como reforço de materiais poliméricos, e aumentaram o interesse sobre os compósitos poliméricos reforçados com fibras naturais, estimulados pela procura dos consumidores por produtos “amigos” do meio ambiente. As fibras naturais apresentam vantagens sobre fibras sintéticas, como as de vidro, pois são provenientes de fontes renováveis e inesgotáveis, além de serem biodegradáveis, contribuindo para o descarte das peças. Além disso, propiciam uma redução de massa de 10 a 30%, podendo assim baratear o alto custo de peças fabricadas de compósitos de fibra sintética. O desenvolvimento de produtos compósitos com fibra natural está em foco hoje em dia devido ao seu apelo ambiental, mas estudos continuam e devem ser feitos para melhorar o desempenho desses

materiais para que possam cada vez mais competir e substituir os convencionais, ampliando a sua faixa de aplicação (SUDELL; EVANS, 2005; SANTOS et al., 2008).

A curiosidade e o interesse pela utilização de fibras naturais não é recente, já que em 1940 os cientistas da Ford a pedido de Henry Ford procuravam um projeto que combinasse os frutos da indústria com a agricultura, incentivados também pela falta de aço na época e com a esperança que o plástico substituísse os metais tradicionalmente usados no carro, descobriram que poderiam moldar plásticos com fibras de soja; porém viram que a operação de moldagem era difícil e o processo de cura era muito lento (SUDELL; EVANS, 2005; HIDDEN MYSTERIES; THE HENRY FORD, 2013).

Mesmo assim, em 1942, Henry Ford apresentou o seu primeiro carro conceito feito de compósito de fibra natural o carro de soja “*soybeancar*”. A estrutura do carro era composta por aço tubular e 14 painéis de compósito. Não existe registro dos materiais utilizados, mas um artigo defende que era um compósito de 30 % de resina com 70% de fibras de cânhamo, palha de trigo e sisal. Lowell, que foi um dos principais homens presentes na construção do carro, afirma que foi fibra de soja com uma resina fenólica. Devido a limitações econômicas da época e a segunda guerra mundial, a produção em série do carro não foi possível (SUDELL; EVANS, 2005; HIDDEN MYSTERIES; THE HENRY FORD).

Na época da Segunda Guerra Mundial, devido à escassez de materiais como o alumínio, os compósitos com fibras naturais ganharam atenção e foram utilizados em fuselagens e assentos de aviões. Como exemplo tem-se o “Gordon-Aerolite” que era um compósito de resina fenólica reforçado com fios de linho cru, que permitia a construção das fuselagens de aviões pelo processo de moldagem a quente. Outro exemplo era um compósito de algodão para a fabricação de radares de aeronaves (SUDELL; EVANS, 2005).

Em 1983, a empresa americana Woodstock começou a produzir, por extrusão, folhas planas de polipropileno com 50% de pó de madeira, que eram depois termoformadas, dando origem a painéis internos automotivos. Em 1996 muitas empresas dos Estados Unidos começaram a produzir grânulos (pellets) de polímeros já com fibras naturais adicionadas. (CLEMONS, 2002).

A Toyota foi pioneira no desenvolvimento de um plástico ecológico feito a partir da cana de açúcar e do milho. Esta empresa também vem desenvolvendo e aumentando o uso de fibras naturais, como a fibra de kenaf como substituta à fibra de vidro para reforçar os plásticos utilizados em componentes do interior dos seus veículos (JUSKA, 2006).

Outra empresa do ramo automobilístico que vem desde 1991 estudando a substituição da fibra de vidro por fibras naturais em seus produtos é a DaimlerChrysler, sendo pioneira no

uso de fibras de coco, linho e bananeira de flor, inclusive em peças externas de veículos de produção, como em proteções para motor e transmissão nos ônibus do modelo Travego. Hoje é a empresa automobilística que mais utiliza este tipo de fibras, principalmente com polipropileno em painéis de instrumentos e de portas, implementando nos veículos da Mercedes-Benz e futuramente em outras marcas. A Mercedes-Benz desde 1996 utiliza painéis de interior de porta com fibra de juta na classe E (SUDDLELL; EVANS, 2005; JUSKA, 2006).

A Ford é outra montadora que, desde 1942 e até hoje, investe em pesquisas ligadas a fibras naturais como reforços para compósitos, e como exemplo tem-se o veículo conceito Ford Model U em 2003. Os estudos continuaram para implementar o uso destes compósitos na linha de produção, como em seu modelo de linha Ford Mondeo, que utiliza partes internas das portas reforçadas com kenaf. Outros exemplos são a Volvo que usa o linho como reforço para partes do assoalho, painel e console nos seus veículos de linha, e a Audi no seu modelo A2, que usa painéis de porta de poliuretano com fibra de linho e sisal. (SUDDLELL; EVANS, 2005; JUSKA, 2006).

Hoje praticamente todos os maiores fabricantes de veículos europeus utilizam fibras naturais em componentes, tais como pára-choques, painéis de interior, capas, e partes com apenas funções estéticas. O Departamento de Assuntos Ambientais, Alimentares e Rurais (DEFRA) do Reino Unido, encomendou um estudo que avaliou o uso de fibras naturais nas indústrias automotivas, e foi constatado que o uso chega a até 20 kg de fibras naturais em cada carro, resultando num consumo anual de mais de 15000 toneladas somente na Europa (SUDDLELL; EVANS, 2005).

Dentre as fibras naturais existentes encontra-se a fibra de coco. O uso de fibra de coco como agente de reforço em compósitos tem sido assunto de diversos estudos, pois se trata de um processo barato, que promove alterações positivas nas propriedades mecânicas do composto, tais como aumentos na resistência à tração e no módulo de elasticidade (BICUDO et al., 2007).

A fibra de coco é uma fibra lignocelulósica e sua temperatura de degradação está em torno de 200°C, o que serve como um parâmetro de escolha do polímero que poderá ser usado como matriz, já que a temperatura de processamento do polímero deve ser inferior a esta temperatura. Entre os polímeros termoplásticos, o polipropileno se apresenta viável, pois sua temperatura de fusão está em torno de 165°C a 240°C, além de outras vantagens como o fácil processamento, o baixo custo, e baixa densidade (BICUDO et al., 2007; BETTINI et al., 2011; GELFUSO; SILVA; THOMAZINI, 2011).

Porém, o polipropileno e a fibra de coco apresentam diferentes polaridades em suas estruturas moleculares, já que o polipropileno tem característica apolar e a fibra de coco polar, que os tornam incompatíveis. Para obter um compósito adequado, é preciso utilizar outra substância que interaja fisicamente com a matriz (polipropileno) e reaja com o agente de reforço (fibra de coco), substância esta chamada de agente compatibilizante, que reduzirá as tensões interfaciais e melhorará a adesão entre as fases, melhorando as propriedades e aplicações deste compósito. Utiliza-se o polipropileno enxertado com anidrido maleico como agente compatibilizante, pois este possui uma parte de sua estrutura polar e outra apolar, aumentando a interação química entre a fibra de coco e o polipropileno, obtendo uma adesão adequada (BETTINI et al., 2011).

Em algumas possíveis aplicações deste material compósito, como por exemplo, na indústria automobilística, os componentes com ele fabricados estarão sujeitos a esforços que apresentam diversas frequências de solicitação. Veículos estão expostos a diferentes fontes de vibrações oriundas das irregularidades do solo durante o deslocamento, que são transferidas para o veículo por meio dos pneus. Veículos estão também submetidos a forças (longitudinais, verticais e laterais) dinâmicas. Isto faz com que o veículo esteja exposto, portanto, a diferentes frequências, tensões e deslocamento cíclicos durante sua utilização (GILLESPIE, 1992; WALBER; TAMAGNA, 2010).

Quando se utiliza polímeros e compósitos para a fabricação de peças e componentes, tem-se a preocupação com a fratura deste material, e um dos principais geradores de falhas é a fadiga causada por carregamentos cíclicos. Macroscopicamente, estes materiais falham por iniciação e propagação de trincas e/ou por deformação plástica (macroscópica) devido a um amolecimento térmico, dependendo de variáveis que influenciam a sua falha como, por exemplo, frequência de solicitação cíclica, compatibilidade entre as fases do compósito, tipo de matriz e fibra utilizada, temperatura de uso, viscoelasticidade do material, atrito e compatibilidade entre fibra e reforço, condições de carregamento, entre outros fatores que dificultam o estudo de vida em fadiga e afetam os resultados deste tipo de material. (CHAWLA, 1998; SILVA, 2003; CRUZ; SOUZA, 2006; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Com a atual importância tecnológica dos polímeros e compósitos, a fadiga destes materiais tem ganhado importância, apesar desta ainda ser pouco abordada, principalmente em compósitos de matriz termoplástica. Mesmo com essas dificuldades e diferenças, o estudo e a obtenção de dados sobre a vida em fadiga de materiais compósitos é importante, já que as estimativas na literatura indicam que o maior número de falhas em peças de compósitos

termoplásticos, empregados em aplicações de engenharia, são atribuídas à fadiga mecânica sob solicitação cíclica (SURESH, 1998; CRUZ; SOUZA, 2006).

Com isso, os componentes dos veículos que poderão ser fabricados em polipropileno reforçado com fibra de coco também estarão expostos a tensões e deformações cíclicas em diferentes frequências, sendo assim necessário conhecer o comportamento deste material sob fadiga e principalmente sob diferentes frequências de solicitação, e é neste cenário que esta dissertação se encaixa.

## 2 OBJETIVOS

O objetivo principal deste trabalho é estudar a influência da variação da frequência da solicitação mecânica cíclica na resistência e na vida em fadiga de compósitos de polipropileno reforçado com fibra de coco. Para análise desta influência, realizou-se os ensaios de fadiga por flexão alternada com diferentes frequências de ensaio (5, 10, 15, 20, 25, 30 e 35 Hz).

A composição do compósito estudado é de polipropileno com 40% em massa de fibra de coco, 4% de polipropileno enxertado com anidrido maleico (PP-g-MA), restabilizado termicamente com de Irganox e Irgafos, já testado em trabalhos anteriores, onde se estudou diferentes composições deste compósito e se constatou que esta composição maximiza as propriedades mecânicas sem uso em excesso do agente compatibilizante, PP-g-MA (BICUDO et al., 2007; ANTUNES, 2009; MORAES, 2010).

Como objetivos secundários, tem-se:

- a. elaboração de um corpo de prova para ensaios de flexão alternada, baseado na norma ASTM B593 (1996);
- b. a avaliação do estudo de fadiga de compósito por flexão alternada em ensaio controlado por deformação;
- c. ampliar os conhecimentos sobre o comportamento mecânico de compósitos de matriz polimérica, mais especificamente daqueles com matriz termoplástica.

### 3 COMPÓSITOS

Pode se definir material compósito como sendo uma combinação macroscópica de dois ou mais materiais quimicamente distintos, e que apresentam interface entre eles. Para este trabalho, numa definição mais focada, pode-se dizer que compósitos são materiais que contém fase contínua, chamada matriz e que é representada neste trabalho pelo polímero polipropileno, e a fase dispersa, representada aqui pela fibra de coco. Normalmente a fase dispersa é mais dura e mais resistente que a matriz, e isso altera as propriedades do polímero (AGARWAL; BROUTMAN, 1980; REINHART; CLEMENTS, 1998; RABELLO, 2000).

#### 3.1 Polipropileno

O polímero linear polipropileno é obtido a partir da reação de polimerização em cadeia, onde um iniciador ataca a dupla ligação existente no propeno originando meros de propileno, e com o uso do catalisador estereoespecífico Ziegler-Natta, à base de cloreto de titânio etil-alumínio, obtém-se o polipropileno (Figura 2). À temperatura ambiente, o propileno é um gás, que é obtido durante o craqueamento do petróleo (BRYDSON, 1982; ALBUQUERQUE, 1999; CANEVAROLO, 2002).

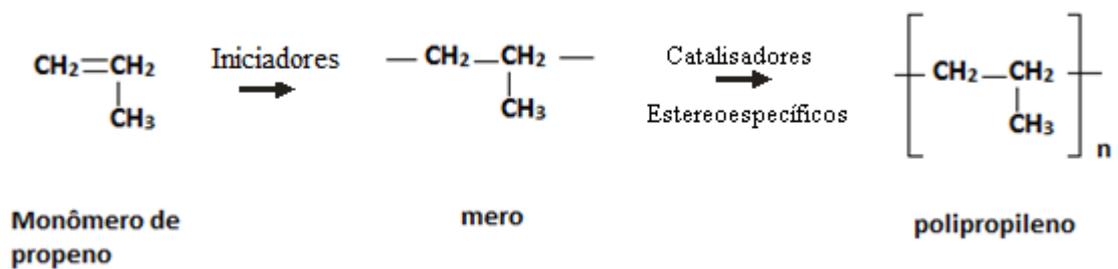


Figura 2: Polimerização do Propileno.

Fonte: Autor, 2013.

O polipropileno (PP) é um termoplástico semicristalino, apolar, de baixa densidade, que apresenta propriedades térmicas, químicas e elétricas bem equilibradas. Esse termoplástico tem elevadas resistências à ruptura por flexão e fadiga por flexão; acima de 14°C possui elevada resistência a impacto, além de apresentar boa resistência química, apresenta

baixa absorção de umidade, e com a incorporação de aditivos são conseguidas propriedades específicas a custos reduzidos (ALBUQUERQUE, 1999; ZHOUA et al., 2005).

Dependendo da posição do grupo metila na cadeia polimérica do polipropileno, determina-se sua taticidade como isotático, sindiotático ou atático. A forma mais regular é a do polipropileno isotático, onde os grupos metila estão dispostos em apenas um lado em relação ao plano que contém a cadeia principal do polímero. No sindiotático os grupos metila estão posicionados alternadamente de um lado e de outro em relação ao plano que contém a cadeia principal. Já no polipropileno atático os grupos metilas estão dispostos aleatoriamente em relação ao plano da cadeia principal (BRYDSON, 1982).

Por meio da extrapolação do comportamento do polímero cristalizado isotermicamente, o ponto de fusão termodinâmico do polipropileno cristalino puro é de 187,7°C, sendo que esta temperatura é cerca de 23°C a 28°C maior que as temperaturas de amostras comerciais, sob condições normais de análise (LIBERMANN; BARBE, 1989).

Devido a diferentes técnicas de medidas, a influência da taticidade e da massa molar, os valores de temperatura de transição vítrea (Tg) variam. Os valores de Tg do polipropileno isotático variam entre -13°C e 0°C, já para o polipropileno atático entre -18°C e -5°C (LIBERMANN; BARBE, 1989).

O polipropileno foi descoberto em 1954 por Giulio Natta, e a sua produção comercial iniciou em 1957 pela Montecatini como polipropileno isotático, dando início a um elevado crescimento do consumo do polipropileno, sendo muito usado na forma de fibras e peças obtidas por moldagem por injeção, e utilizado em vários setores, como mostrado na Figura 3 (BRYDSON, 1982; ALBUQUERQUE, 1999; ANDRADY; NEAL, 2009).

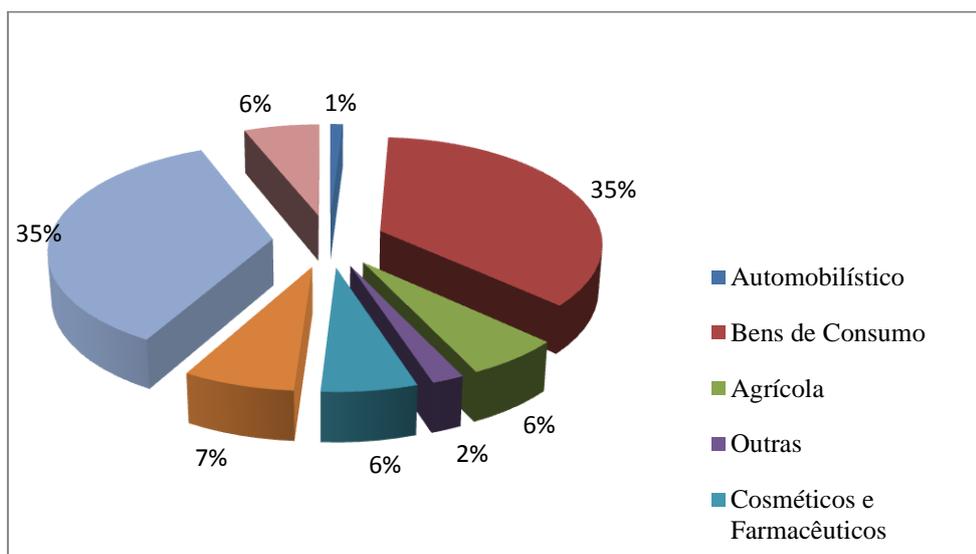


Figura 3: Distribuição dos Mercados em aplicação de PP.  
Fonte: ABIQUIM, 2004

O polipropileno é um termoplástico usado mundialmente e pode ser processado por injeção, extrusão, sopro, moldagem e termoformagem. Por estes tipos de processamento, com o polipropileno se consegue produzir diversos produtos, como embalagens para venda e transporte de alimentos e produtos, utensílios pessoais, ferramentas para agricultura, utensílios para construção civil, e como partes para a indústria automobilística, particularmente devido a sua baixa densidade (partes internas, para-choques, partes estéticas, reservatórios, capas no motor, etc.) (ANDRADY; NEAL, 2009).

O polipropileno tem muitas aplicações potenciais em dispositivos e em produtos comerciais em que resistência à fluência e dureza, são exigidos além do baixo peso e custo baixo. Nos últimos anos, o polipropileno é o polímero que apresenta o maior crescimento no Brasil, em face da eficiência das plantas industriais, da grande versatilidade e consequentemente pelas várias aplicações possíveis (ZHOUA et al., 2005; Global, 2007).

### **3.2 Fibras**

A fim de se aumentar o uso de polímeros utiliza-se a adição de outros elementos ao material original, visando melhorias de processamento e/ou de propriedades desejadas (RABELLO, 2000).

Muitos polímeros comerciais são aditivados para melhorar uma ou mais propriedades e o seu desempenho, originando assim os chamados compostos poliméricos. Entre os aditivos, em particular, os agentes de reforços são adicionados ao polímero para aumentar propriedades mecânicas do material, como por exemplo, resistência à tração, flexão e o módulo de elasticidade. Polímeros cujos aditivos são um agente de reforço recebem o nome de compósitos. Para garantir o desempenho do produto final, a distribuição do aditivo tem que ser homogênea, por isso a etapa de colocar o aditivo é importante (RABELLO 2000). Existem dois tipos de agente de reforço: as cargas particuladas e as fibras (PEBLY, 1998).

As fibras podem ser adicionadas aos polímeros nas formas de fibras longas ou curtas, mantas, tecidos, etc. Quando incorporadas aos polímeros, podem ser processadas por praticamente todos os métodos convencionais de processamento de plástico (extrusão e injeção para fibras curtas; calandragem e prensagem para fibras longas ou curtas) (MEDEIROS; MATTOSO; CARVALHO; 2002).

Quando o agente de reforço é contínuo e longo, ao ser incorporado ao polímero gera regularidade geométrica, e por isso classifica-se este sistema como de elevado desempenho. Já quando o agente de reforço é classificado como pequeno, por exemplo, fibras com menor

comprimento que 3 cm, este sistema é denominado como de baixo desempenho em relação aos reforçados com fibra contínuas, pois o agente está disperso aleatoriamente na matriz (XANTHOS, 2005).

### 3.2.1 Fibras naturais

Existe uma grande variedade de fibras, inorgânicas ou orgânicas, que são usadas para reforçar polímeros. A substituição das fibras minerais, especialmente da fibra de vidro, por fibras naturais vem se tornando atrativa do ponto de vista ecológico e econômico principalmente para o setor de embalagens e automotivo. Fibras de vidro são muito utilizadas para produzir compósitos poliméricos, pois apresentam menor custo em relação as outras fibras sintéticas, e oferecem ganhos de propriedades mecânicas. Porém, as fibras de vidro apresentam algumas desvantagens, as quais podem ser vencidas se as fibras naturais forem utilizadas. A

Tabela 1 apresenta uma análise comparativa entre as fibras naturais e fibras de vidro (WAMBUA, IVENS, VERPOEST, 2003 apud LARBIG et al., 1998).

Tabela 1: Comparação entre propriedades das fibras naturais com a fibra de vidro.

<b>Propriedade</b>	<b>Fibras Naturais</b>	<b>Fibra de Vidro</b>
Densidade	Menor	O dobro das fibras naturais
Custo	Menor	Baixo, mas maior que das fibras naturais
Renovabilidade	Sim	Não
Reciclagem	Sim	Não
Consumo de energia	Menor	Alto
Distribuição	Ampla	Ampla
CO <sub>2</sub> neutro	Sim	Não
Abrasividade às máquinas	Não	Sim
Alto risco ao inalar	Menor	Sim
Biodegradável	Sim	Não

Fonte: WAMBUA, IVENS, VERPOEST, 2003 apud LARBIG et al., 1998

As fibras naturais, além de serem uma fonte renovável de matéria prima, se usadas como reforço de compósitos, levam à redução da geração de lixo decorrente das mesmas, e podem fornecer novas oportunidades de empregos, ajudando a melhorar as condições de vida, especialmente no setor rural (MEDEIROS; MATTOSO; CARVALHO, 2002; SILVA, 2003; CUNHA, 2004; TOMCZAK et al., 2007).

Pode se obter as fibras de diferentes partes da planta: fibras de sementes (algodão), fibras de caule (juta, linho, cânhamo, kenaf, malva, bagaço de cana de açúcar e bambu), fibras de folhas (abacaxi, bananeira, sisal, piaçava e curauá), fibras de raiz (zacatão) e fibras de fruto (coco verde) (FENGEL, 1989; ROWELL, 2000).

Nas últimas décadas, a busca crescente por materiais de baixo custo, provenientes de fontes de matérias primas renováveis que não agridam o meio ambiente e que possam competir com os materiais normalmente utilizados, fez com que houvesse um aumento da importância das fibras naturais como reforço para plásticos. Outro fator que contribuiu para tal aumento é alto preço das fibras sintéticas. Estudam-se as fibras naturais para que se substituam parcialmente ou até totalmente as fibras sintéticas, principalmente para condições menos severas de uso (MEDEIROS; MATTOSO; CARVALHO, 2002).

Dentre os fatores que incentivam a substituição das fibras sintéticas por fibras naturais pode-se citar: o fato de serem proveniente de fontes renováveis e abundantes, apresentam baixo custo e baixa densidade, além de menor abrasividade se comparadas às fibras de vidro (facilitando o processamento), o fato de serem biodegradáveis, e não serem tóxicas (KURUVILLA; MEDEIROS; CARVALHO, 1999; SILVA 2003).

Diferente das fibras sintéticas, uma desvantagem das fibras naturais resulta do fato destas apresentarem maior variabilidade de propriedades mecânicas, que dependem de fatores como: diâmetro da fibra; proporções dos três componentes principais (celulose, poliose e lignina); orientação molecular (ângulo espiral entre as fibrilas); proporção das regiões cristalinas e não cristalinas; porosidades; rugosidades e imperfeições; origem das fibras e sua região de plantio; tipo de solo; o modo e a maneira da colheita; a alta absorção de umidade (que pode causar o inchaço das fibras). Outra desvantagem das fibras naturais é a baixa temperatura de processamento devido à temperatura de degradação da fibra, que seria de aproximadamente 200°C para a fibra de coco (GASSAN; BLEDZKI, 1998; KUROVILLA; MEDEIROS; CARVALHO, 1999; RAZERA; FROLLINI, 2003; SILVA, 2003; GIANNETTI et al., 2012).

A Tabela 2 apresenta dados comparativos das propriedades mecânicas e características entre fibras vegetais e fibras de reforço convencionais. A partir desta tabela pode-se perceber que as fibras naturais, se comparadas com as fibras sintéticas, apresentam resistência à tração e módulo de elasticidade inferiores, porém apresentam maior alongamento.

Tabela 2: Propriedades mecânicas de fibras de reforço.

<b>Fibra</b>	<b>Faixa de diâmetros (µm)</b>	<b>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Alongamento na ruptura (%)</b>	<b>Resistência a tração (MPa)</b>	<b>Módulo elástico (GPa)</b>
Algodão	12-38	1,5	7,0-8,0	287-597	5,5-12,6
Juta	10-25	1,3	1,5-1,8	393-1035	26,5
Linho	5-38	1,5	2,7-3,2	345-773	27,6
Cânhamo	10-51	1,4	1,6	690	35,0
Sisal	8-41	1,5	2,0-2,5	511-635	9,4-22,0
Coco	40-400	1,2	30,0	175	4,0-6,0
Bambu	-	0,8	-	391-1000	48,0-89,0
Madeira macia	-	1,5	-	1000	40,0
Abacaxi	-	-	1,6	413-1627	34,5-82,5
Rami	11-80	1,5	3,6-3,8	400-938	61,4-128,0
Vidro-E	10	2,5	2,5	2000-3500	70,0
Vidro-S	10	2,5	2,8	4570	86
Aramida	12	1,4	3,3-3,7	3000-3150	63,0-67,0
Carbono	7-10	1,4	1,4-1,8	4000	230,0-240,0

Fonte: SUDELLE; EVANS, 2005; TOMCZAK; SYDENSTRICKER; SATYANARAYANA, 2007.

Apesar de suas diferentes origens, as fibras naturais são constituídas por três componentes polares: celulose, lignina e poliose (hemicelulose) como se vê no esquema da Figura 4, onde a poliose (hemicelulose) e a lignina unem as fibras de celulose.

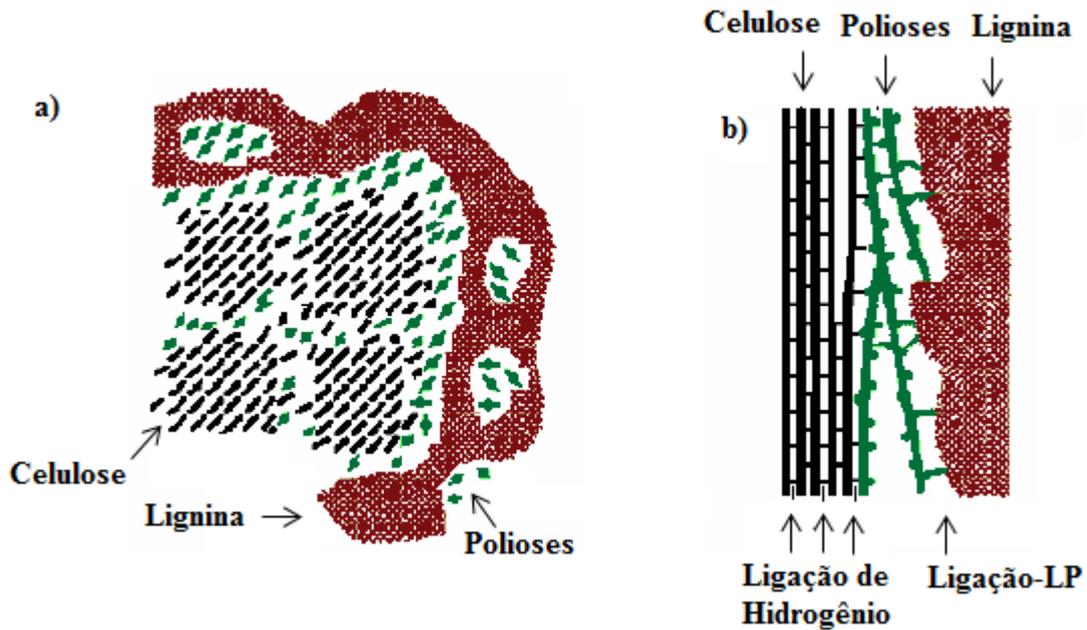


Figura 4: Elementos das fibras vegetais. a) vista de um corte transversal; b) vista em corte longitudinal.  
Fonte: FENGEL; WEGENER, 1989.

A celulose, que é o material orgânico mais abundante da terra, é um polissacarídeo de fórmula  $(C_6H_{10}O_5)_n$ , de cadeia linear, formada pelo mero celobiose, representado na

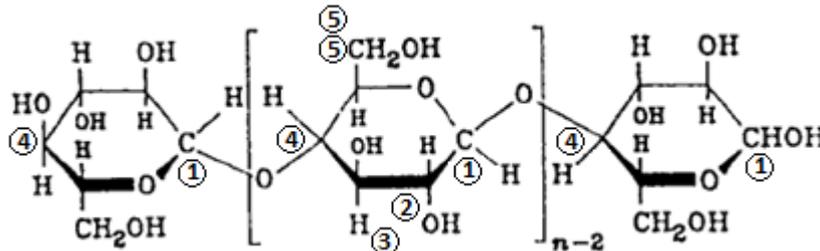


Figura 5. O grau de polimerização da cadeia polimérica da celulose varia para cada tipo de fibra e interfere nas propriedades mecânicas da fibra, pois a celulose é a principal responsável pela resistência mecânica das fibras. A celulose apresenta regiões cristalinas (ordenadas) e regiões não cristalinas (desordenadas) (FENGEL; WEGENER, 1989; ROWELL et al., 1997; BLEDZKI; GASSAN, 1998).

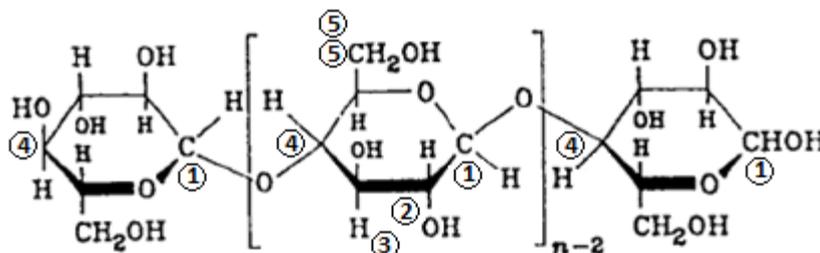


Figura 5: Estrutura química da celulose.  
Fonte: BLEDZKI; GASSAN, 1998

A hemicelulose (ou poliose) é uma mistura de polissacarídeos com cadeia ramificada, de baixa massa molar, que liga a celulose e a lignina. É responsável por promover

flexibilidade às plantas (FENGEL; WEGENER, 1989). Já a lignina não é uma substância química única, pois varia em cada tipo de planta. A lignina tem uma estrutura muito complexa e não uniforme, com estruturas alifáticas e aromáticas. Considera-se que a lignina é uma classe de materiais correlatos que pode ser dividida em lignina guaiacila e ligninas guaiacila-siringela. A lignina e a hemicelulose também influenciam nas propriedades características das fibras naturais. Estudos mostram que a remoção de lignina e hemicelulose aumentam o índice de cristalinidade das fibras, por facilitar o empacotamento das cadeias de celulose (FENGEL; WEGENER, 1989; BLEDZKI; GASSAN, 1998; RAZERA; FROLLINI, 2003; GIANNETTI et al., 2012).

Nos diferentes meios de extração da lignina das fibras lignocelulósicas, ocorre sempre a mudança da estrutura original da lignina, devido a quebras de ligações covalentes da lignina durante o processo de deslignificação (GIANNETTI et al., 2012).

Tita, Paiva e Frollini (2002) verificaram que a medida em que tratavam as fibras de bagaço de cana-de açúcar com 2% até 8% de NaOH, a resistência ao impacto do compósito de matriz fenólica cai de 20 J/m para 12 J/m, pois provavelmente com o aumento do tratamento químico, maiores frações de lignina e hemicelulose seriam removidas, resultando em uma maior fragilidade das fibras. No entanto Bettini et al. (2011) observaram que a incorporação de até 10% de lignina em compósitos de PP com fibra de coco não alterou a resistência a tração do compósito.

### 3.2.1.1 Fibra de coco

Devido ao aumento de consumo de coco verde e maduro e a industrialização de água de coco, vem se aumentando as quantidades de resíduos sólidos, formados de cascas, que correspondem aproximadamente 85% da massa do fruto. Isto leva a necessidade de iniciativas para a utilização desses resíduos. O uso dessas fibras de coco possibilita a produção de materiais de menor custo, contribui para diminuir o lixo sólido, e reduz o impacto ambiental desta atividade agrícola (SENHORAS, 2003; ISHIZAKI et al., 2006; AMIM; PACHECO, 2004).

Segundo a Organização para Agricultura e Alimentação (ONUAA, 2012), a produção anual de coco verde em 2003 foi de 50 milhões de toneladas/ano, resultando em 20 milhões de toneladas de casca de coco e 700 mil toneladas de fibra de coco, sendo que somente uma pequena parte destes resíduos foi utilizada. Já em 2011, dados da ONUAA (2012) mostram que o Brasil subiu da décima para a quarta posição no ranking mundial de produção de coco,

com uma produção anual de aproximadamente 2,8 milhões de toneladas, representando uma fonte possível de 2,38 milhões de toneladas de fibras disponíveis para a produção de produtos e reforços para compósitos.

Consegue-se obter mais de trinta produtos por meio do beneficiamento da casca do coco, entre eles adubo orgânico, tubo de drenagem usado em irrigação, telas para contenção de erosão, estofamento de bancos de carro, cordoaria naval, tapetes, escovas, dentre outras. A fibra de coco, devido ao teor de lignina na casca, não é viável para a produção de papel, pois precisaria de grande quantidade de reagente químico para eliminar a lignina, já que esta fibra é uma das que possui maior quantidade de lignina (SENHORAS, 2003; WONGHON, 2009). Porém, estes produtos só consomem uma pequena parte da produção anual de fibra de coco. Pesquisas e esforços têm sido feitos para utilizar a fibra em outras áreas como, por exemplo, a de reforço para polímeros na área automotiva, civil e aplicações elétricas (RAZERA, 2006; GELFUSO; SILVA; THOMAZINI, 2011).

A casca do fruto do coqueiro, o coco (*Cocos nucifera*), é constituída por três partes: o exocarpo, que é a parte externa e lisa; o mesocarpo que é a parte fibrosa e espessa; e o endocarpo. Todas essas partes envolvem a amêndoa (SENHORAS, 2003, ISHIZAKI et al., 2006). A Figura 6 apresenta o fruto coco e suas partes.

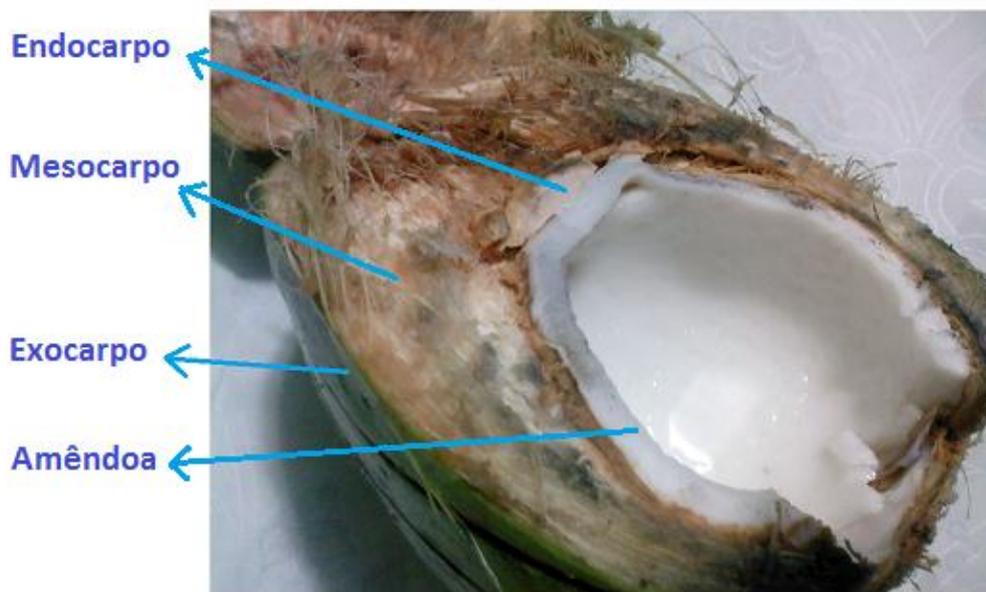


Figura 6: Partes internas do coco.  
Fonte: Autor, 2013.

O nome comercial da fibra de coco é coiro ou cairo. Essas fibras provem da parte fibrosa e espessa do coco, o mesocarpo e constituem cerca de 25% da noz. A melhor fibra celulósica provem dos cocos verdes, que são obtidas por maceração em água ou por processo

mecânico e seu comprimento varia entre 10 e 200 mm. As fibras de coco têm como principais características serem bastante rígida, duras, de cor escura, não são frágeis como as fibras de vidro, não são tóxicas e aceitam modificação química (SENHORAS, 2003; SILVA, 2003; RAZERA, 2006; TOMCZAK; SYDENSTRICKER; SATYANARAYANA, 2007).

A região de cultivo, tipo de solo, idade da planta e condições climáticas podem fazer com que a composição química e estrutura interna da fibra variem. Como já citado, os principais componentes químicos da fibra de coco são substâncias polares, como a celulose, a hemicelulose (ou polioses) e a lignina. A provável composição da fibra de coco é de 36% a 46% em peso de celulose, de 0,15% a 0,25% em peso de hemicelulose, de 41% a 45% em peso de lignina e 3% a 4% em peso de pectina. Fibras naturais como as fibras de coco são como compósitos naturais, onde a fase cristalina da celulose (fibrilas) está disposta helicoidalmente como reforço de uma matriz amorfa de lignina. (SENHORAS, 2003; SILVA, 2003; AMIM; PACHECO, 2004; TOMCZAK; SYDENSTRICKER; SATYANARAYANA, 2007).

Em trabalho recente, Giannetti et al. (2012) verificaram que as fibras de coco fornecidas pelo Projeto Coco Verde para o Centro Universitário da FEI (e utilizadas nos experimentos desta dissertação), apresentavam  $30,1 \pm 2,9\%$  de lignina e  $72,5 \pm 2,4\%$  de holocelulose. A holocelulose, que representa a maior parte da constituição das fibras, é a soma da quantidade de hemicelulose e celulose.

Além dos fatores já citados, que influenciam na composição e estrutura interna da fibra, alguns fatores como método de extração, condições de teste, diâmetro e comprimento da fibra irão afetar as propriedades mecânicas da fibra. Alguns pesquisadores estudaram a influência do diâmetro e comprimento nas propriedades mecânicas das fibras de coco brasileiras (TOMCZAK; SYDENSTRICKER; SATYANARAYANA, 2007; GIANNETTI et al., 2012).

Microtrincas nas fibrilas ou nas ligações do material lignocelulósico podem gerar danos internos, levando à redução nas propriedades mecânicas das fibras. Deshpande, Rao e Rao (1999) verificaram a ocorrência de deslizamento entre as fibrilas em fibras de bambu devido a danos internos, que reduz a capacidade de resistência a cargas trativas. Porém, macroscopicamente, a deformação na ruptura se mostrou independente do número de danos internos.

Como as fibras naturais apresentam um comportamento viscoelástico, a taxa de deformação pode influenciar nas propriedades mecânicas das fibras. Fibras celulósicas curtas quando rapidamente solicitadas mecanicamente, comportam-se como corpo elástico, sendo

que a carga aplicada é mais suportada pela região cristalina, resultando em um módulo elástico e resistência mecânica mais elevada. Quando solicitado à menor taxa de deformação, o material se comporta mais como um fluido viscoso, e neste caso a região amorfa é a mais solicitada, resultando em um menor módulo (TOMCZAK; SYDENSTRICKER; SATYANARAYANA, 2007).

Em estudo com fibras de coco de 20 mm de comprimento, ensaiados com taxas de deformação entre 5 e 50 mm/min, observou-se que à medida em que se aumenta a taxa de deformação, a resistência à tração aumenta (128,7 à 155,4MPa), e o módulo elástico e a deformação na ruptura permanecem inalterados. O que explica esta não alteração do comportamento do módulo elástico e da deformação na ruptura é que as fibras estudadas apresentavam um índice de cristalinidade de 50 %, não apresentando influência significativa do desempenho viscoelástico quando solicitado a altas taxas de deformação. Porém houve mudanças na resistência à tração, pois esta propriedade é mais sensível à taxa de deformação do que as outras duas propriedades inalteradas (TOMCZAK; SYDENSTRICKER; SATYANARAYANA, 2007).

Em estudos de tração com fibras de coco realizados em um dinamômetro do tipo CRE, no Centro Universitário da FEI, com distância entre mordentes de 10mm de comprimento, uma velocidade de ensaio de 6 mm/min e utilizando 50 corpos de prova, verificou-se que a resistência mecânica da fibra utilizada nesta dissertação foi de  $109,2 \pm 46,9$  MPa, alongamento na ruptura de  $8,99 \pm 5,83$  (%); a densidade, determinada num picnômetro a gás hélio, é de  $1,5208 \text{ g/cm}^3$  (BETTINI; ANTUNES; MAGNABOSCO, 2011).

### **3.3 Compósitos de fibras naturais**

As interfaces num compósito são superfícies hipotéticas sem espessura que unem o reforço e a matriz por um determinado mecanismo de adesão, e a interfase do polímero pode ser considerada como a região resultante da interação entre a fibra e a matriz. Um dos principais desafios de processamento de materiais compósitos é a obtenção de adequadas interface e interfase entre matriz e o reforço (CAHN et al., 1993). Na Figura 7 tem-se um esquema representando interface e interfase. Já a Figura 8 apresenta uma representação de uma interface ideal e a que normalmente é obtida em compósitos reforçados com fibras, tanto naturais como sintéticas.

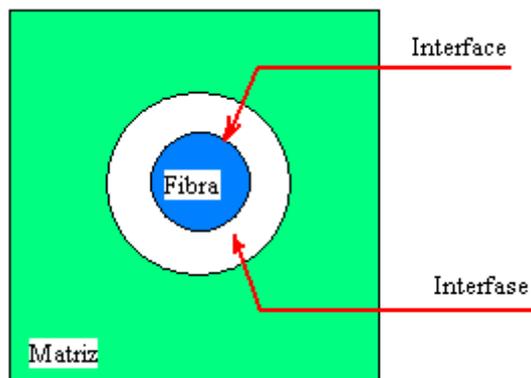


Figura 7: Esquema básico representando interface e interfase.  
Fonte: NOHARA, 2004.

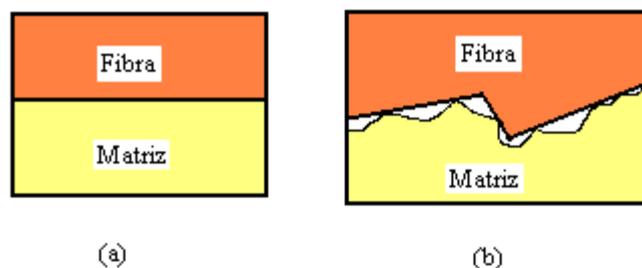


Figura 8: (a) Interface ideal entre matriz e fibra. (b) interface real entre matriz fibra.  
Fonte: CHAWLA, 1998.

Para que haja aderência entre a matriz e o reforço de forma efetiva, alguma espécie de interação tem que ocorrer. Os principais mecanismos de interação superficial entre matriz e reforço são: (MATTHEWS; RAWLINGS, 1994).

- a) Interação mecânica: encaixe ou entrosamento entre as superfícies, sendo mais efetiva em superfícies rugosas, pois tem maior área de contato. Normalmente esse tipo de interação é encontrado em conjunto a outro tipo de mecanismo (MATTHEWS; RAWLINGS, 1994).
- b) Interação eletrostática: ocorre quando se carrega eletricamente uma superfície positivamente e a outra negativamente, fazendo com que haja atração entre as superfícies do compósito, essa atração dependerá da diferença entre cargas, e são efetivas em distâncias de dimensões atômicas (MATTHEWS; RAWLINGS, 1994).
- c) Ligação química: a ligação química será entre um grupo da superfície do reforço, o compatibilizante e a matriz. A melhoria de propriedades dependerá do número de ligantes por unidade de área e do tipo de ligação. Um exemplo comum para compósitos reforçados com fibra natural é o uso de polímeros modificados quimicamente ou funcionalizados com monômeros polares (MATTHEWS; RAWLINGS, 1994).

Conseguir uma interface fibra/matriz próxima da ideal melhorará as propriedades mecânicas dos compósitos, pois a eficiência do reforço na matriz depende da habilidade da matriz conseguir transferir as tensões atuantes para o reforço (RAJ, KOKTA, 1992; ROUT et al., 2001).

Dentre as possíveis geometrias de agente de reforço, as fibras tem se destacado. Os compósitos podem ser reforçados com fibras de tal forma que a fibra e a matriz conservem suas identidades químicas e físicas produzindo uma combinação de propriedades que não se alcança com nenhum dos componentes sozinhos. As propriedades dos compósitos reforçados com fibra vão depender da rigidez da fibra, estabilidade da matriz polimérica e ligação efetiva entre matriz e reforço na transferência de esforço através da interface. Parâmetros microestruturais como diâmetro, comprimento, fração volumétrica, orientação e modo de dispersão influenciam também nas propriedades dos materiais compósitos fibrosos (MALLICK, 1988; CRAWFORD, 1998).

Por meio da fração volumétrica de fibras ( $V_f$ ) se expressa a quantidade de fibras em um compósito. A fração volumétrica é a razão entre o volume de fibras ( $v_f$ ) e o volume do compósito ( $v_c$ ). Outro modo de determinar a quantidade de fibras é pela fração em massa de fibras ( $W_f$ ), que é obtida pela razão entre massa de fibras ( $w_f$ ) e a massa do compósito ( $w_c$ ). A fração em massa de fibras pode ser relacionada com a fração volumétrica por meio da equação 1, onde  $\rho$  é a densidade e os subscritos f e c, referem-se à fibra e compósitos, respectivamente (CRAWFORD, 1998).

$$W_f = \frac{W_f}{W_c} = \frac{\rho_f \cdot v_f}{\rho_c \cdot v_c} \quad (1)$$

Por ter característica unidirecional, a fibra aumenta as propriedades mecânicas em determinadas direções. Normalmente, as fibras são os principais meios de transporte de carga, enquanto a matriz mantém as fibras na posição e direção desejadas, protegendo-as de danos ambientais e também agindo como transportador médio de carga (MALLICK, 1988). De acordo com Xanthos (2005), o aumento da fração em peso de fibras no compósito deve promover o aumento na resistência à tração, se houver adesão na interface. Se não houver adesão, as fibras poderão agir como concentradores de tensão, reduzindo sua resistência (NIELSEN; LANDEL, 1994; REINHART; CLEMENTS, 1998; ANTUNES, 2009).

Mishra, Naik e Patil (2000) estudaram as propriedades do compósito de matriz de fenol-formaldeído (novalac) com fibras de sisal, cânhamo e banana, compatibilizadas com anidrido maleico. Observaram que as propriedades mecânicas monotônicas do compósito

variaram conforme as propriedades das fibras utilizadas. Além disso, notaram que para a otimização das propriedades mecânicas monotônicas, a fração ideal de peso ficava entre 40% e 50%, variando conforme a propriedade estudada e o tipo de fibra. Entre as fibras de cânhamo, sisal e banana, o compósito reforçado com sisal foi o que apresentou maiores propriedades mecânicas monotônicas.

Vários autores investigaram o efeito do comprimento da fibra nas propriedades mecânicas dos compósitos. Razera e Frollini (2003) verificaram que a resistência ao impacto do compósito de matriz fenólica e fibra de juta aumentava quando se aumentava o comprimento da fibra até 4,0 cm, chegando até 78 J/m, e os compósitos com fibras maiores que 4,0 cm apresentavam redução em sua resistência ao impacto, justificando este comportamento devido ao fato de quando se tem fibras pequenas, existe a dificuldade de adesão na matriz, provocando defeitos e fissuras que reduzem a resistência ao impacto. Já quando há a presença de fibras muito longas, é difícil se obter uma distribuição homogênea das fibras na matriz, levando a maior interações entre fibra/fibra.

Em relação à orientação das fibras nos compósitos pode-se classificá-las em unidirecional com fibra contínua Figura 9 (a); aleatória com fibras descontínuas multidirecionais Figura 9 (b); e orientada de fibra descontínua Figura 9 (c) (MATTHEWS, F. L.; RAWLINGS, R. D, 1994).

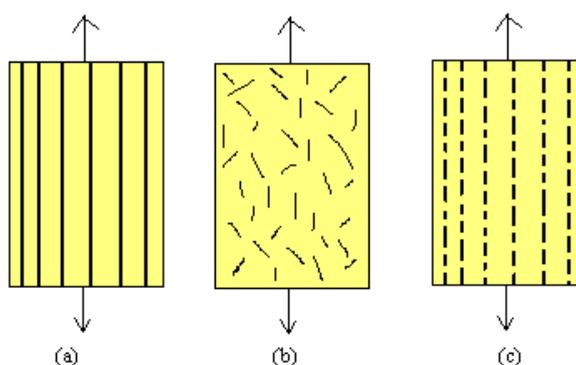


Figura 9: Esquema das orientações das fibras nos compósitos: (a) unidirecional com fibras contínuas, (b) aleatórias com fibras descontínuas e (c) orientada com fibras descontínuas.  
Fonte: MATTHEWS; RAWLINGS, 1994.

No presente trabalho utilizam-se fibras descontínuas e distribuídas aleatoriamente, como mostrado na Figura 9 (b), pois é a forma possível de se obter o compósito com matriz termoplástica por meio dos métodos de processamento de extrusão e injeção, como foi utilizado para a obtenção dos corpos de prova. Vale observar que, durante o processamento por injeção, devido às taxas de cisalhamento impostas ao material, pode ocorrer algum nível de orientação das fibras.

Muitas pesquisas foram desenvolvidas para viabilizar o uso de fibras vegetais como agente de reforço. Bledzki e Gassam (1998) reuniram estudos sobre o uso de modificadores de superfície (especificamente tratamento com silano) das fibras de juta e algodão para viabilizar e melhorar a interação fibra com a matriz de epóxi. Deshpande, M. Rao e C. Rao (1999) avaliaram o uso de fibras unidirecionais de bambu em compósitos de matriz de poliéster após realizar deslignização e desfibrilação por prensagem por placas (compressão e moagem por rolos)

Como o desempenho do compósito depende da interação do reforço com o polímero, Devi, Bhagavam e Thomas (1997) estudaram diferentes tratamentos de superfícies das fibras de abacaxi em compósitos de matriz de poliéster a fim de verificar a melhora da ligação interfacial entre reforço/matriz. Tita, Paiva e Frollini (2002) estudaram a incorporação de fibras de bagaço de cana de açúcar em matriz fenólica e verificaram que as fibras realmente atuavam como reforço na matriz. Razera e Florini (2003) estudaram a adição de fibras de juta no compósito de matriz fenólica.

Geethamma et al. (2005) trataram da melhoria da eficiência da adesão por pré-impregnação da fibra de coco por uma matriz de borracha. Rout et al. (2001) estudaram a influência de tratamentos (alcalino com NaOH, ou branqueamento e graftização por copolimerização com acrilonitrila - AN) em compósitos de poliéster com 17% de fibra de coco a fim de se obter melhor adesão entre fibra e matriz.

Há também estudos onde são investigados compósitos híbridos a fim de se reduzir a quantidade de fibras sintéticas com o uso de fibras naturais. Da Silva et al. (2008) verificaram que substituir parte da fibra de vidro por fibra de curauá no compósito de matriz de resina poliéster não resultou em perda de propriedades mecânicas. Rout et al. (2001) estudaram os tipos de tratamentos (5% de NaOH, 10% enxertado com acrilonitrila e branqueamento a 65°C) em compósitos híbridos com 13% de fibra de coco e 7% de fibra de vidro em matriz de poliéster, comparando estes com o mesmo compósito sem tratamento das fibras de coco. O tratamento com 10% de grafitação com acrilonitrila, mostrou melhor resistência na tração (45,80MPa) e na flexão (110,9 MPa) e as fibras tratadas com 5% de NaOH apresentaram a maior resistência ao impacto (687,8 J/m) entre os tratamentos estudados. Neste caso, as fibras de vidro ficaram alocadas bem próximas das fibras de coco, de forma que a sua impermeabilidade a água atua como barreira e previne o contato da água com as fibras de coco, reduzindo a absorção de água no compósito. Os autores não comentaram nada sobre a resistência em flexão ter sido bem superior a em tração.

Esforços também têm sido realizados para viabilizar o uso das fibras naturais para as matrizes termoplásticas, a fim de se aumentar o uso deste tipo de polímero sem utilizar as fibras sintéticas. Vários termoplásticos estão sendo utilizados como base para compósitos. Dentre eles, pode-se destacar: polipropileno, poliamidas, materiais a base de estireno, poliéster, poliacetal, policarbonato, polisulfonas, etc. Dependendo da aplicação futura do material, das propriedades mecânicas desejadas, processamento e custo escolhe-se qual o termoplástico e o agente de reforço a se usar (CRAWFORD, 1998).

Santos et al. (2008) ensaiaram poliamidas (PA) 6 com 20% de fibra de curauá e constataram que o módulo elástico em tração (5,5 GPa) aumentou em aproximadamente 4 vezes em relação ao PA 6 puro e a resistência à tração, de 83 MPa, aumentou em 14% em relação ao PA 6 com 20% de talco (73MPa). A resistência à tração e o módulo elástico específicos do PA 6 com 20% de fibra de curauá são muito próximos a PA 6 reforçada com 20% de fibra de vidro o que permite que as fibras naturais possam vir a substituir a fibra de vidro em alguns usos de peças internas de veículos e eletrodomésticos. Um exemplo de aplicação é em peças do quebra-sol veicular, onde se injetou este material com as fibras de curauá, obtendo-se peças com adequada resistência mecânica e acabamento superficial (SANTOS et al., 2008).

Em alguns casos de uso de fibras naturais com polipropileno também se conseguiu obter propriedades melhores do que os reforçado com fibra de vidro. Wambua, Ivens, Verpoest (2003) estudaram fibras de kenaf, coco, sisal, cânhamo e juta, em matriz de polipropileno, onde verificaram que polipropileno reforçado com 40% fibra de cânhamo mostrou ter uma resistência mecânica (52,0 MPa) 62,5% maior do que o compósito com a mesma porcentagem de fibra de vidro. Também notaram que em alguns casos as propriedades específicas (propriedade dividida pela densidade do material) dos compósitos de cânhamo e kenaf foram melhores do que o compósito reforçado com fibra de vidro. O módulo específico dos compósitos de kenaf e cânhamo é de aproximadamente  $4,6 \text{ MPa}/(\text{g}/\text{cm}^3)$  enquanto o do compósito de fibra de vidro é  $2,5 \text{ MPa}/(\text{g}/\text{cm}^3)$ ; o compósito de cânhamo apresentou uma maior resistência à flexão específica ( $36,5 \text{ MPa}/(\text{g}/\text{cm}^3)$ ) do que o compósito de fibra de vidro ( $24,0 \text{ MPa}/(\text{g}/\text{cm}^3)$ ). Com este estudo esses autores concluíram que as fibras naturais podem sim substituir o uso das fibras de vidro em aplicações em que não se necessita capacidade de resistência a grandes cargas, mas não citando estes níveis de carga e nem as aplicações possíveis (WAMBUA, IVENS, VERPOEST, 2003).

Comparando dois compósitos de PP sendo um com talco e outro com pó de madeira, observou-se que o PP com madeira apresenta uma maior resistência à flexão e à tração (78 MPa contra 65 MPa e 28 MPa contra 25 MPa respectivamente) (SANTOS et al., 2008).

Em estudos com compósitos termoplásticos de polipropileno com fibra de kenaf, variando de 30% até 50 % em massa o conteúdo de fibra, mostrou-se que o limite de resistência em tração variou positivamente de 26 MPa a 33 MPa e o módulo elástico também aumentou (~5,7 GPa a ~7,2 GPa) com o aumento da fração em peso de fibra (WAMBUA, IVENS, VERPOEST, 2003).

Caranti, Bonse e Costa (2011) também verificaram o aumento de rigidez e resistência com o aumento da porcentagem de fibras de bambu (20% e 40%) em matriz termoplástica de polipropileno, com o uso de PP-g-MA como agente compatibilizante, verificando que ao se utilizar 40 % em massa de fibras de bambu, aumentaram as propriedades de resistência mecânica em tração de  $40,1 \pm 0,2$  MPa para  $46,6 \pm 0,5$  MPa e módulo elástico em tração (de  $3,3 \pm 0,1$  para  $4,7 \pm 0,1$  GPa) e em flexão (de  $2,1 \pm 0,1$  para  $3,3 \pm 0,2$  GPa). Devido à maior rigidez das fibras, o material com 40% de fibras apresentou menor deformação na ruptura (de  $9\% \pm 0,9$  reduziu para  $5\% \pm 0,2$ ) e menor tenacidade.

Caranti, Bonse e Costa (2011) verificaram que variar o tamanho equivalente dos 40% de fibras de bambu entre 0,92 mm e 2,19 mm no compósito de polipropileno, influenciou positivamente no módulo em flexão, aumentando este de 3,3 GPa para 3,6 GPa e negativamente no módulo elástico em tração, reduzindo de 4,7 GPa para 4,5 GPa.

### 3.3.1 Compósitos de polipropileno (PP) e fibra de coco

Alguns autores afirmam que a fibra de coco tem desempenho como reforço inferior se comparado a outras fibras naturais, devido ao baixo conteúdo de celulose (36-43%), ao alto teor de lignina (41-45%) e o alto ângulo das microfibrilas (ROUT et al., 2001; WAMBUA, IVENS, VERPOEST, 2003; GEETHAMMA et al., 2005; RAZERA, 2006). Mas outros autores mostram que a fibra de coco apresenta também vantagens, como visto em compósitos de polipropileno com 40 % em volume de fibra de coco, que mesmo apresentando menor resistência à tração (10 MPa) do que os compósitos com fibra de kenaf e juta (~30 MPa, de mesma matriz e porcentagem de fibra), possuem uma maior resistência ao impacto (23 kJ/m) em relação aos compósitos de kenaf (14 kJ/m) e juta (15 kJ/m). A resistência ao impacto de compósitos naturais é principalmente influenciada pela resistência de ligação na interface

fibra/polímero, onde a dissipação de energia ocorre no arrancamento ou ruptura da fibra. (WAMBUA, IVENS, VERPOEST, 2003).

Ao se utilizar fibra de coco em uma matriz polimérica como o PP, podem surgir alguns problemas que pioram o desempenho do compósito, como a falta de adesão entre o polímero apolar e as fibras polares. Mas estudos têm sido realizados para buscar meios de melhorar a adesão da fibra de coco com a matriz, a fim de se conseguir uma melhor resistência mecânica e redução na absorção de umidade no compósito. A adesão entre a fibra de coco e a matriz polimérica pode ser melhorada utilizando algum tratamento superficial nas fibras por algum tratamento físico ou químico e também com o uso de outros componentes específicos para promover a ligação entre as fases, como utilizados em outros compósitos poliméricos reforçados com fibras naturais (ROUT et al., 2001; GELFUSO; SILVA; THOMAZINI, 2011).

Estudos de matriz de PP com fibras de coco com tratamento alcalino (NaOH) e mecânico (ondas ultrassônicas) seguido por exposição a raios UV, verificaram que o tratamento alcalino da superfície das fibras não melhorou a interação fibra/matriz, porém o tratamento mecânico das fibras deixou a superfície das fibras mais áspera, promovendo maior ancoragem mecânica com a matriz, aumentando a aderência. Assim o compósito de fibras tratadas mecanicamente apresentou maior resistência à tração do que por tratamento alcalino, independente do volume de fibras (de 5 a 20%). Para ambos os tipos de tratamento, ao se aumentar o volume de fibras de 5% a 20% a resistência mecânica diminuía, de 28 MPa para 23 MPa do compósito tratado mecanicamente e de 25 MPa para 13 MPa do compósito com fibras tratadas por NaOH, onde a interação fibra-fibra aumentava em vez da interação fibra-matriz (GELFUSO; SILVA; THOMAZINI, 2011)

Bettini et al. (2011) e Giannetti et al. (2012) estudaram a inclusão de 5% e 10% de lignina em compósitos de PP com fibra de coco (20% a 30% em massa) a fim de verificar sua influência nas propriedades mecânicas monotônicas do compósito. Ao adicionar a lignina, reduziu-se a porcentagem de fibras de coco, de modo a se manter a soma de fibras e lignina constante em 30% de massa. Os autores verificaram que a incorporação da mesma não afetou a resistência a tração, permanecendo constante em aproximadamente 11,2 MPa, talvez significando que adição da lignina tenha aumentado a adesão entre fibra/matriz, já que a lignina é menos polar que as fibras de coco. Contudo a adição da lignina causou uma grande variação da deformação na ruptura, onde o compósito sem adição de lignina apresentou uma deformação na ruptura de  $3,3 \pm 3,2\%$  e o compósito com 10% de lignina de  $14,9 \pm 7,5\%$  (BETTINI et al., 2011; GIANNETTI et al., 2012). Os autores observaram que as fibras

ficaram cobertas por lignina, deixando-as com uma superfície mais lisa, que reduz a interação física entre fibra e polipropileno, como pode ser visto na Figura 10.

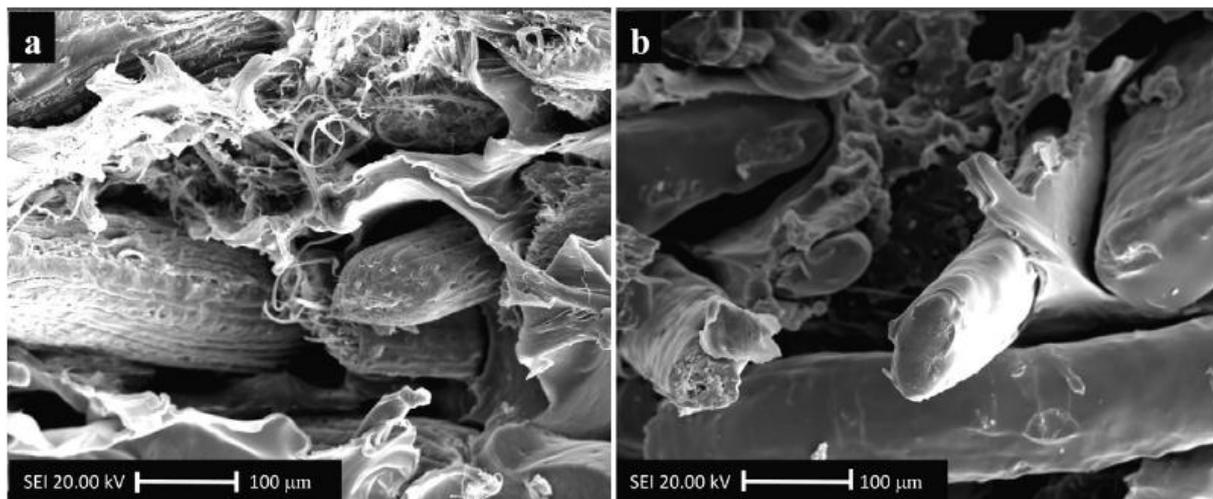


Figura 10: (a) compósito sem a adição de lignina, fibras com superfícies mais rugosas. (b) fibras de coco recobertas por lignina, diminuindo a rugosidade da sua superfície.  
Fonte: Giannetti, 2012.

Outra alternativa para melhorar as propriedades mecânicas nos compósitos reforçados com fibra de coco é o uso de agente compatibilizante. Como o polipropileno é apolar e a fibra de coco polar, pode existir dificuldade de dispersão da fibra na matriz e de adesão entre as fases, não possibilitando a produção de um compósito de boa qualidade, e por isso é preciso utilizar outra substância que interaja fisicamente ou quimicamente com a matriz e o agente de reforço, o agente compatibilizante, que reduzirá as tensões interfaciais e melhorará a adesão entre as fases, melhorando as propriedades e aplicações deste compósito. O uso de agentes compatibilizantes em compósitos de matriz apolar como o PP e sua relação custo/desempenho mecânico contribuíram para sua competitividade perante aos termoplásticos de engenharia. Um dos agentes compatibilizantes mais usados é o polipropileno enxertado com anidrido maleico (PP-g-MA). Este agente compatibilizante é formado por uma cadeia principal de polipropileno e pequenas ramificações de anidrido maleico, que é polar (ROZMAN et. al, 2000; CRUZ; SOUZA, 2006; BICUDO et al., 2007; BETTINI; ULIANA; HOLZSCHUH, 2008; ANTUNES, 2009; BETTINI et al., 2011).

O agente compatibilizante PP-g-MA forma ligações químicas com os grupos hidroxilas das fibras, ancorando fortemente nas superfícies das fibras. As longas cadeias do polipropileno do PP-g-MA propiciam uma adaptação das diferentes energias de superfície da matriz e das fibras, levando a molhabilidade das fibras pelo polímero, melhorando a adesão. Assim o uso do agente compatibilizante leva uma melhor transferência de carga entre

matriz/fibra, aumentando a resistência à tração do compósito. As mudanças nas propriedades mecânicas dependerão da taxa de graftização, da massa molar média do polímero enxertado, do tempo de tratamento e da concentração do PP-g-MA (BLEDZKI; GASSAN, 1998).

Estudos mostram que existem concentrações ótimas de agente compatibilizante, como por exemplo, o PP-g-MA, para maximização das propriedades mecânicas monotônicas de curta duração e de longa duração do compósito de PP com fibra de vidro. Cruz e Souza (2006) realizaram uma análise qualitativa de uma concentração de PP-g-MA ótima que leva à saturação da interface fibra de vidro/PP, onde acima desta concentração, entre 4 e 5% em massa, a propriedade de amortecimento mecânico e o número de ciclos para a falha permanecem constantes. Contudo os autores afirmaram a necessidade de aprimorar os estudos para uma determinação quantitativa mais precisa.

O uso do anidrido maleico também se mostrou útil como compatibilizante em compósitos de fibras naturais de cânhamo, banana e sisal, em matriz de novalac (fenol-formaldeído), onde aumentou a resistência à tração, o módulo elástico em tração e flexão, e a resistência ao impacto dos compósitos em relação aos compósitos sem o uso do anidrido maleico. Além disso, propiciou a redução de absorção de água e vapor no compósito devido à esterificação dos grupos OH, promovida também pelo anidrido maleico (MISHRA; NAIK; PATIL, 2000).

Caranti, Bonse e Costa (2011) também comprovaram a funcionalidade do agente compatibilizante PP-g-MA no polipropileno, porém com fibras de bambu. Após estudo em que variaram a porcentagem do agente compatibilizante de 1% e 4%, verificaram que houve uma melhor adesão entre fibra e reforço e com isso uma melhor transferência de esforços da matriz para os 40% de fibras quando utilizaram 4% em massa de PP-g-MA, resultando em um aumento na resistência e módulo elástico em tração e em flexão, atingindo os valores de 46,6 MPa, 4,68 GPa, 53,1 MPa e 3,28 GPa, respectivamente.

Bettini et al. (2011) além de estudarem a incorporação de lignina em compósitos de fibra de coco com matriz de polipropileno, verificando que esta adição não alterou a resistência mecânica, também avaliaram a adição deste agente compatibilizante (PP-g-MA) e igualmente a Cruz e Souza (2006) e Caranti, Bonse e Costa (2011), verificaram que o uso de 4% em massa de PP-g-MA melhora a adesão dos compósitos reforçados com 30% de fibras de coco na matriz polimérica, pois ao se adicionar este terceiro componente a resistência à tração aumentou de 11,7 MPa para 22,7 MPa e o alongamento na ruptura diminuiu de 3,3% para 1,3%, comprovando uma melhor transferência de esforços entre matriz/fibra. Gianetti et

al. (2012) observaram por análise de microscopia eletrônica de varredura a boa adesão das fibras na matriz de polipropileno, como por ser visto na Figura 11.

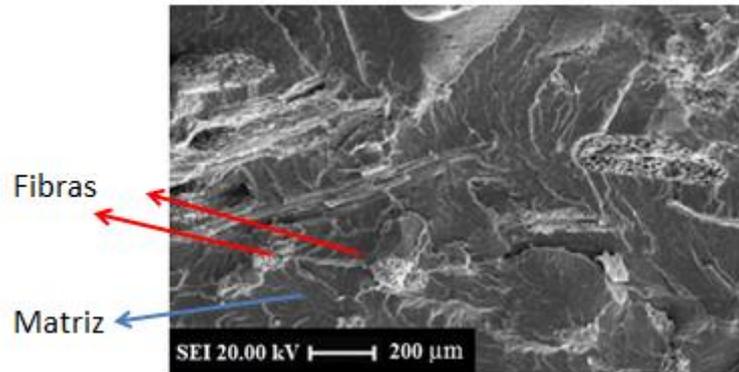


Figura 11: Micrografia da superfície fraturada em tração do compósito compatibilizado com 4% de PP-g-Ma, evidenciando a devida adesão das fibras na matriz.

Fonte: Giannetti, 2012.

Quando Bettini et al. (2011) e Gianetti et al. (2012) utilizaram compósitos compatibilizados com PP-g-MA de PP com fibra de coco, porém adicionando lignina (até 10%) a resistência à tração reduziu de 22,7 MPa para 18,7 MPa e o alongamento na ruptura mudou de 1,3% para 2,5%, mostrando que a inclusão de lignina reduz a eficiência de adesão entre fibra de coco/PP promovida pelo PP-g-MA. Bettini et al. (2011) e Gianetti et al. (2012) perceberam que a adição da lignina além de reduzir a compatibilidade das fibras de coco com a matriz de PP (Figura 12 (a)), formou uma terceira fase no material, como pode ser visto na Figura 12 (b). A lignina apesar de ter grupos polares e apolares em sua estrutura, apresenta uma dificuldade de se alocar na interface do compósito devido a impedimentos estéricos, quando há a presença do polipropileno enxertado com anidrido maleico (PP-g-MA).

Em outros estudos, Antunes (2009), Bettini et al. (2010) e Bettini, Antunes e Magnabosco (2011) estudaram a adição de 6% PP-g-MA em compósitos de polipropileno com 30% de fibra de coco, verificando novamente que a adição do agente compatibilizante melhorou a adesão das fibras na matriz termoplástica, onde em relação ao compósito com 30% de fibra de coco sem compatibilização, a adição dos 6% de PP-g-MA elevou a resistência à tração de 27,82 MPa para 38,77 MPa, e a deformação na ruptura de 2,60% para 5,26% . O módulo elástico em flexão mudou de 2,44 GPa para 2,48GPa, não apresentando uma diferença significativa.

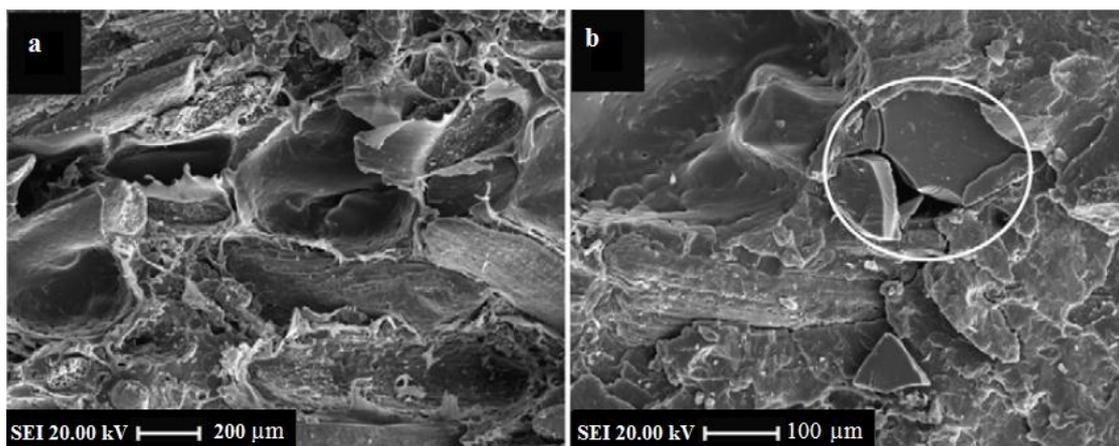


Figura 12: (a) redução da compatibilidade entre fases. (b) formação de uma terceira fase de lignina no compósito compatibilizado com PP-g-MA.

Fonte: Giannetti, 2012.

Dando continuidade aos estudos de Antunes (2009), Moraes (2010) estudou em matriz de polipropileno a variação da porcentagem, em massa, de fibras de coco (20% ou 40%) e de agente compatibilizante PP-g-MA (4% ou 8%), nas propriedades mecânicas em tração do compósito. Verificou-se que para até 40% de fibra de coco, é necessária a presença do PP-g-MA, porém apenas 4% de compatibilizante são suficientes, pois o aumento da concentração além dos 4% resultou em uma diferença insignificativa na resistência à tração, obteve-se um pequeno aumento na deformação até a ruptura e uma pequena diminuição do valor do módulo elástico.

Moraes (2010) também observou que ao aumentar a porcentagem de fibras de 20% para 40%, o módulo elástico em tração aumentou em 22,1% passando de 1,85 GPa para 2,26 GPa, a resistência a tração foi de 35,16 MPa para 40,84 MPa, representando um aumento de 16,15% e a porcentagem na ruptura reduziu de 5,91% para 3,84% devido à menor mobilidade da matriz causada pelo aumento da quantidade das fibras. Na Figura 13, tem-se uma fractografia da superfície fraturada em tração desta composição, onde se mostra a eficiência do PP-g-MA, pois as fibras estão aderidas e romperam rente à matriz. Com isso, Moraes (2010) concluiu que entre as composições estudadas, a melhor composição do compósito de polipropileno é com 40% em massa de fibras de coco com 4% de PP-g-MA, concentração de agente compatibilizante igual à encontrada por Cruz e Souza (2006), Bettini et al. (2010) Caranti e Bonse e Costa (2011).

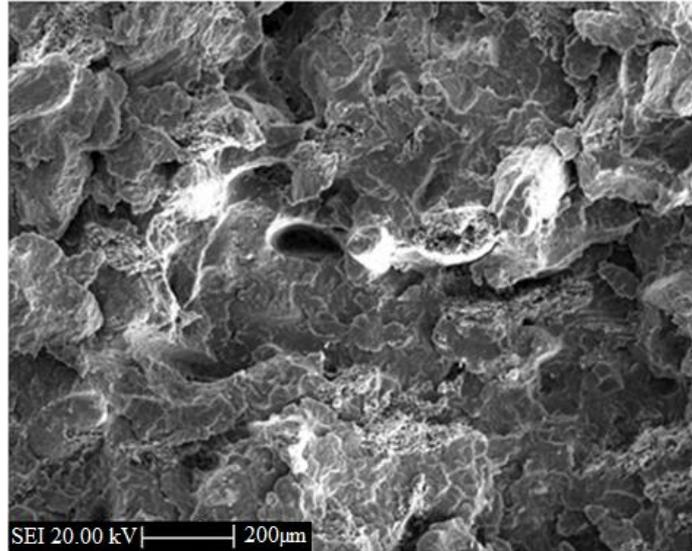


Figura 13: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração da composição (PP+40%FC+4%C). Maior porcentagem de fibras aderidas.  
Fonte: Moraes, 2010.

Antunes (2012) estudou a influência de 8% de PP-g-MA em compósitos de PP com 20% de fibra de coco, e em compósitos com 20% de fibra de coco e 10% de talco, e verificou que a presença do agente compatibilizante é fundamental em ambos os compósitos para se conseguir obter propriedades adequadas de tração e de flexão, devido a melhora na interação entre fibra/matriz. Obteve-se 23% de aumento na resistência a tração (29,6 MPa para 36,5 MPa) no compósito híbrido e 28% no compósito somente com as fibras (27,7 MPa para 35,5 MPa). Em flexão, a resistência encontrada foi maior do que em tração e o agente compatibilizante aumentou a resistência em 15% para ambos os compósitos, atingindo os valores de 50,9 MPa para o reforçado somente com fibras e 56,3 MPa para o compósito híbrido. Foi verificado que a adição do PP-g-MA não promoveu mudança no módulo elástico em tração nem em flexão.

Antunes (2012) também verificou que, em tração, a adição do talco promoveu apenas aumento no módulo elástico (1,79 para 2,46 GPa). Em flexão o talco promoveu um aumento da resistência mecânica de 10% (de 50,90 MPa para 56,30 MPa) e no módulo elástico de 1,77 GPa para 2,41 GPa. As mudanças nos módulos elásticos é justificada pela perda de mobilidade da matriz quando a fibra e/ou talco foram adicionados. A fibra de coco é relativamente mais flexível do que o talco, promovendo um menor aumento da rigidez do material quando comparado com a adição do talco que resultou no maior módulo elástico obtido. Assim a autora concluiu que se obtêm compósitos mais resistentes graças ao efeito predominante da fibra e mais rígidos devido principalmente à presença do talco.

Antunes (2012) confirma que 4% em massa de agente compatibilizante (PP-g-Ma) são suficientes para os compósitos de fibra de coco, mas não conseguiu verificar a concentração adequada para os compósitos híbridos de fibra de coco com talco.

## 4 FADIGA

Quando produtos e equipamentos estão em utilização, os materiais estão podem estar submetidos a tensões dinâmicas e flutuantes e assim a falha que poderá ocorrer é chamada fadiga. O termo fadiga é utilizado pois este tipo de fenômeno ocorre normalmente após longos períodos sob a ação de ciclos de carregamento que reduzem a capacidade do material de suportar esforços mecânicos, levando a falha. A maior causa de falhas simples de metais é a fadiga, cerca de 50 a 90% de todas as falhas de peças metálicas, daí a sua importância de estudo, e o motivo para a literatura ser rica em informações sobre fadiga de metais. Contudo, materiais poliméricos também são susceptíveis a falhar por fadiga (CALLISTER, 2002).

Para que uma falha seja considerada como um fenômeno de fadiga é necessário que aconteçam simultaneamente alguns fatores, que são carregamento cíclico e deformações plásticas localizadas. Caso não ocorra um desses fatores, não se considera fadiga (FONSECA Jr, 2003).

Em 1860 Wöhler introduziu o conceito de se estudar fadiga por meio da tensão aplicada, sendo este amplamente aplicado para análise de fadiga, principalmente para fadiga de alto ciclo, onde os componentes estão expostos a baixas amplitudes de tensões cíclicas, prevalecendo deformações elásticas. Para os componentes expostos a altas amplitudes de carregamento ou com concentração de tensão, que geram certa quantidade de deformação plástica e conseqüentemente danos, a vida em fadiga é menor, sendo assim chamada de fadiga de baixo ciclo. Para estes casos em 1954, Coffin e Manson propuseram a abordagem da fadiga pelo estudo das deformações, que será tratado mais adiante (SURESH, 1998).

A tensão aplicada sobre o componente pode ser de natureza axial (tração e/ou compressão), de flexão e de torsão, ou possivelmente combinações entre essas naturezas, sendo que essas cargas podem ser aplicadas periodicamente ou aleatoriamente. Um material sujeito a carregamento cíclico pode falhar em um nível de tensão consideravelmente menor que o limite de escoamento do material ou ao limite de resistência à tração (obtidos com uma carga estática em ensaio de tração) devido às tensões cíclicas provocarem danos físicos microscópicos irreversíveis, que vão se acumulando podendo levar a nucleação e propagação de trincas que levarão o componente à falha. Quando está ocorrendo o fenômeno da fadiga, não se observam grandes deformações plásticas, ficando difícil detectar possíveis danos no componente, portanto é um tipo de falha catastrófica e repentina, ocorrendo repentinamente e sem aviso (CALLISTER, 2002; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

O ciclo de tensão é caracterizado por alguns parâmetros, como mostra a Figura 14. O período ( $T$ ) é o tempo de duração de um ciclo completo, a tensão média ( $\sigma_m$ ) é a média das tensões máxima ( $\sigma_{max}$ ) e mínima ( $\sigma_{min}$ ) (equação 2), a amplitude da tensão ( $\sigma_a$ ) é a metade da diferença entre a tensão máxima e mínima (equação 3). A razão de carga ( $R$ ) é a razão entre as tensões mínima e máxima, e é muito usada para caracterizar a natureza dos carregamentos cíclicos (equação 4) (SURESH, 1998; CALLISTER, 2002; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

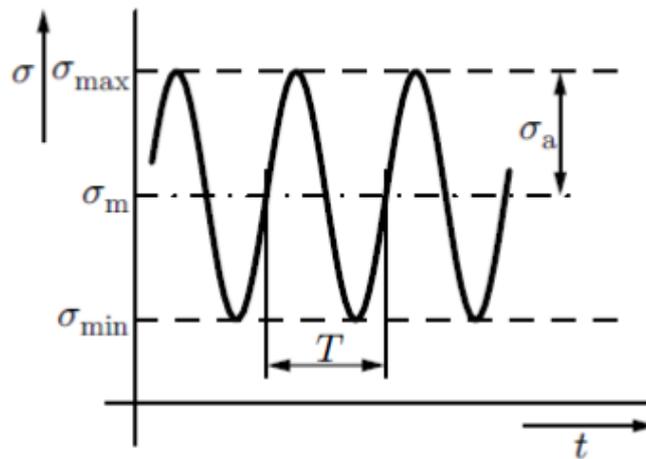


Figura 14: Figura do ciclo de tensão e seus parâmetros.  
Fonte: ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (2)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (3)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4)$$

Se o ciclo de carregamento não for controlado por tensão e sim por deslocamento, ou temperatura ou deformação, o cálculo dos parâmetros muda, resultando por exemplo em: deformação média, amplitude de deformação e razão de deformação ( $R_e$ ) (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Quando o ciclo de tensão apresenta valores trativos e compressivos, o mesmo é chamado de reverso; se o ciclo apresenta valores de tensão somente trativos ou somente compressivos é denominado pulsativo, demonstrado na Figura 15 (a). Os casos de carregamento mais comuns são o ciclo totalmente reverso ( $\sigma_m=0$  e  $R=-1$ ) e o ciclo de tensão mínima igual à zero ( $\sigma_{min}=0$  e  $R=0$ ) como pode ser observado na Figura 15 (b) (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

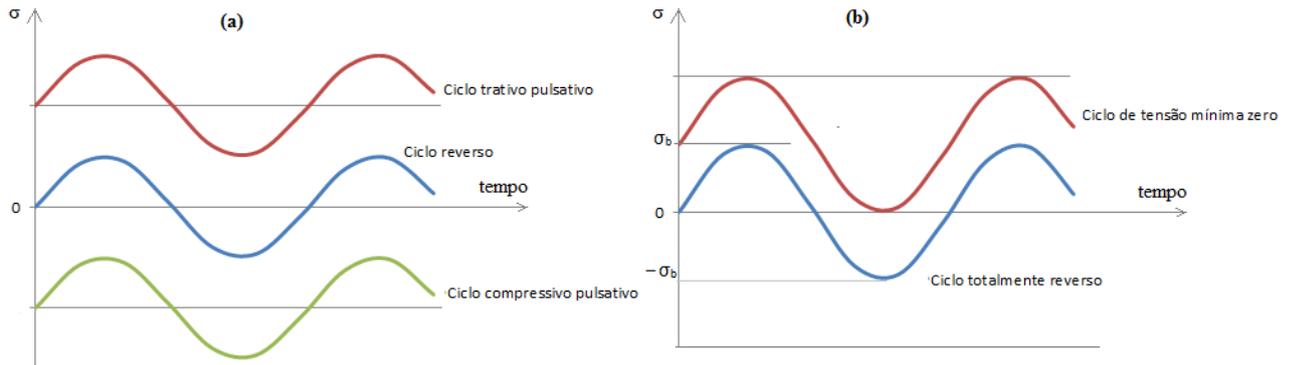


Figura 15: (a) Tipos de ciclos de tensão. (b) Ciclos mais comuns de tensão.  
Fonte: Autor, 2013.

Para a representação dos ciclos de equipamentos reais e/ou para a realização dos ensaios, a aplicação da tensão pode variar de 3 formas distintas, representadas na Figura 16. A primeira representa a tensão variando no tempo onde a tensão máxima é numericamente igual à tensão mínima, porém com sinal oposto (ciclo totalmente reverso ou de tensões alternadas), apresentando uma amplitude de tensão simétrica em relação ao nível de tensão zero. Neste tipo de ciclo, a razão de tensão é -1. O segundo modo é chamado de ciclo de tensões repetidas, neste tipo os valores de tensões máximas e mínimas são assimétricos em relação à tensão igual a zero. Já no terceiro modo a amplitude e a frequência podem variar aleatoriamente (CALLISTER, 2002; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

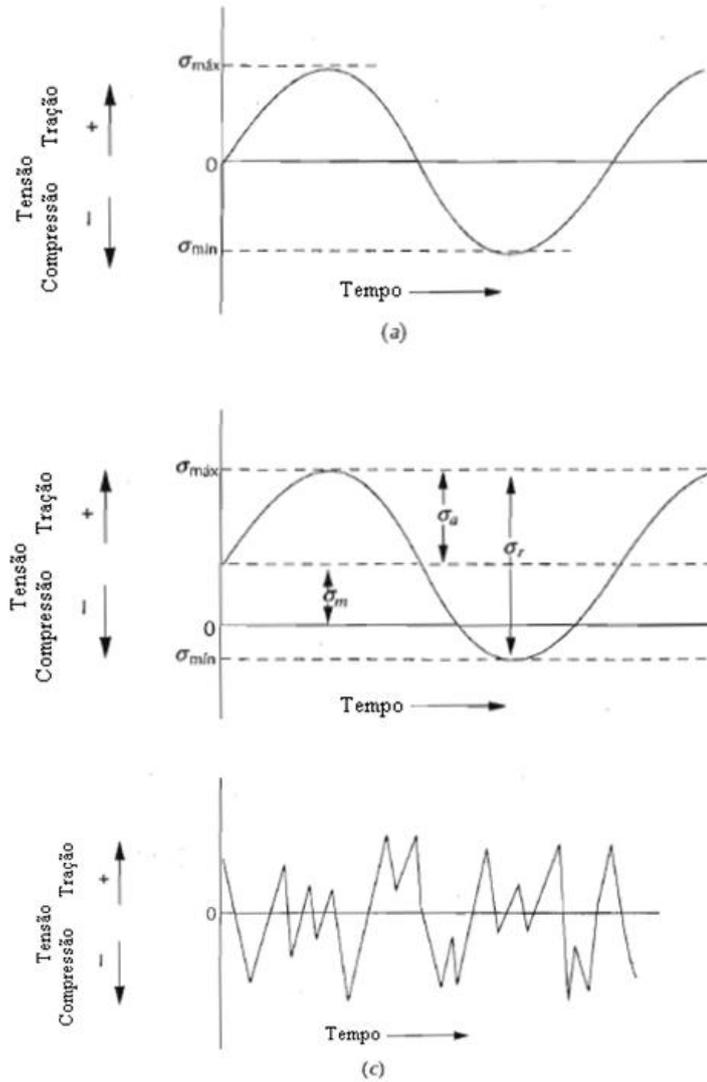


Figura 16: Gráficos esquemáticos da variação da tensão ao longo do tempo (a) ciclo de tensões alternadas, (b) ciclo de tensões repetidas, (c) ciclo de tensões aleatórias.  
 Fonte: CALLISTER, 2002.

Já as formas de aplicação da tensão ao longo do tempo, isto é os formatos da onda de carregamento, mais comuns de se encontrar são: aleatório, senoidal, triangular e quadrada como mostrado na

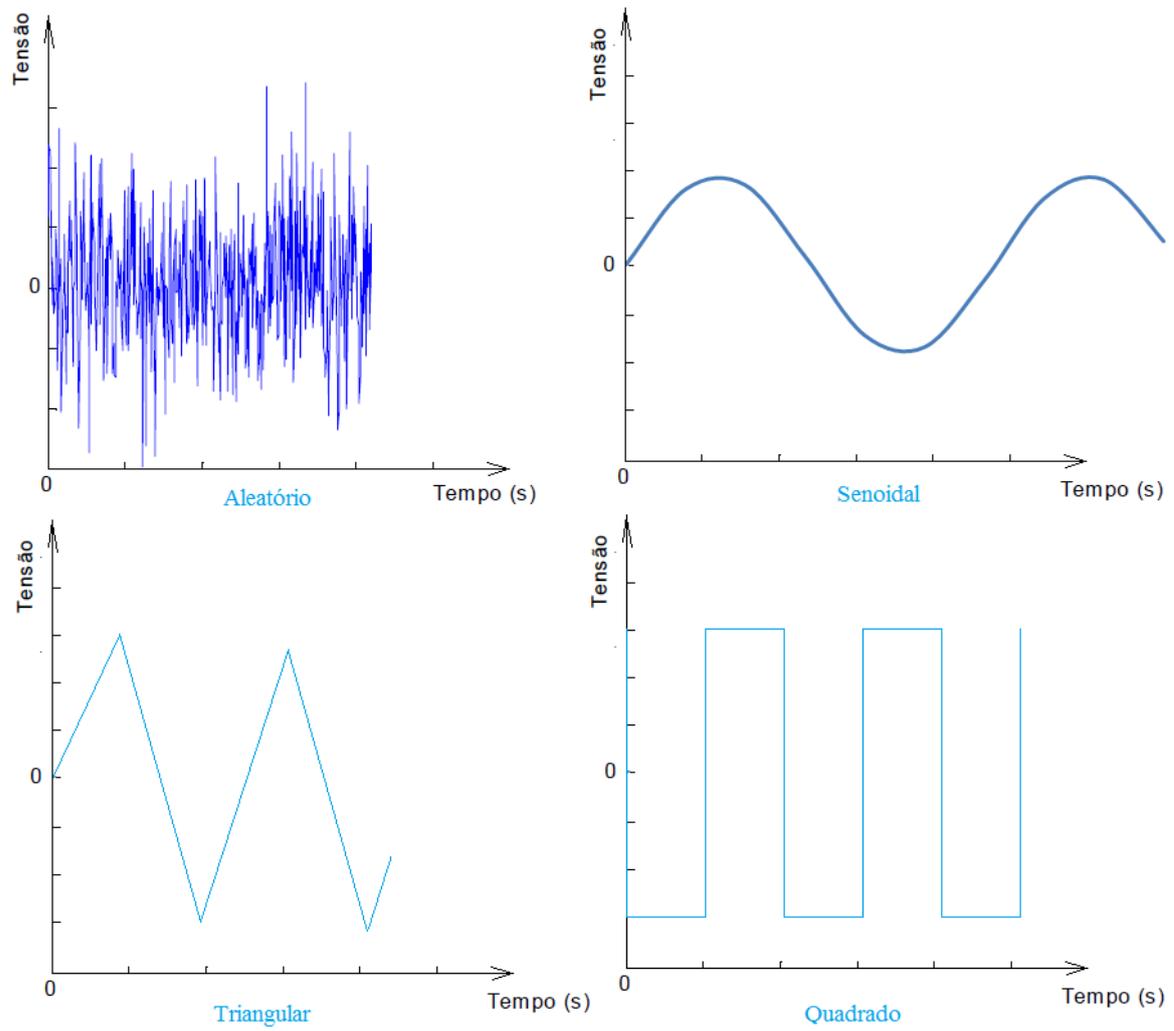


Figura 17.

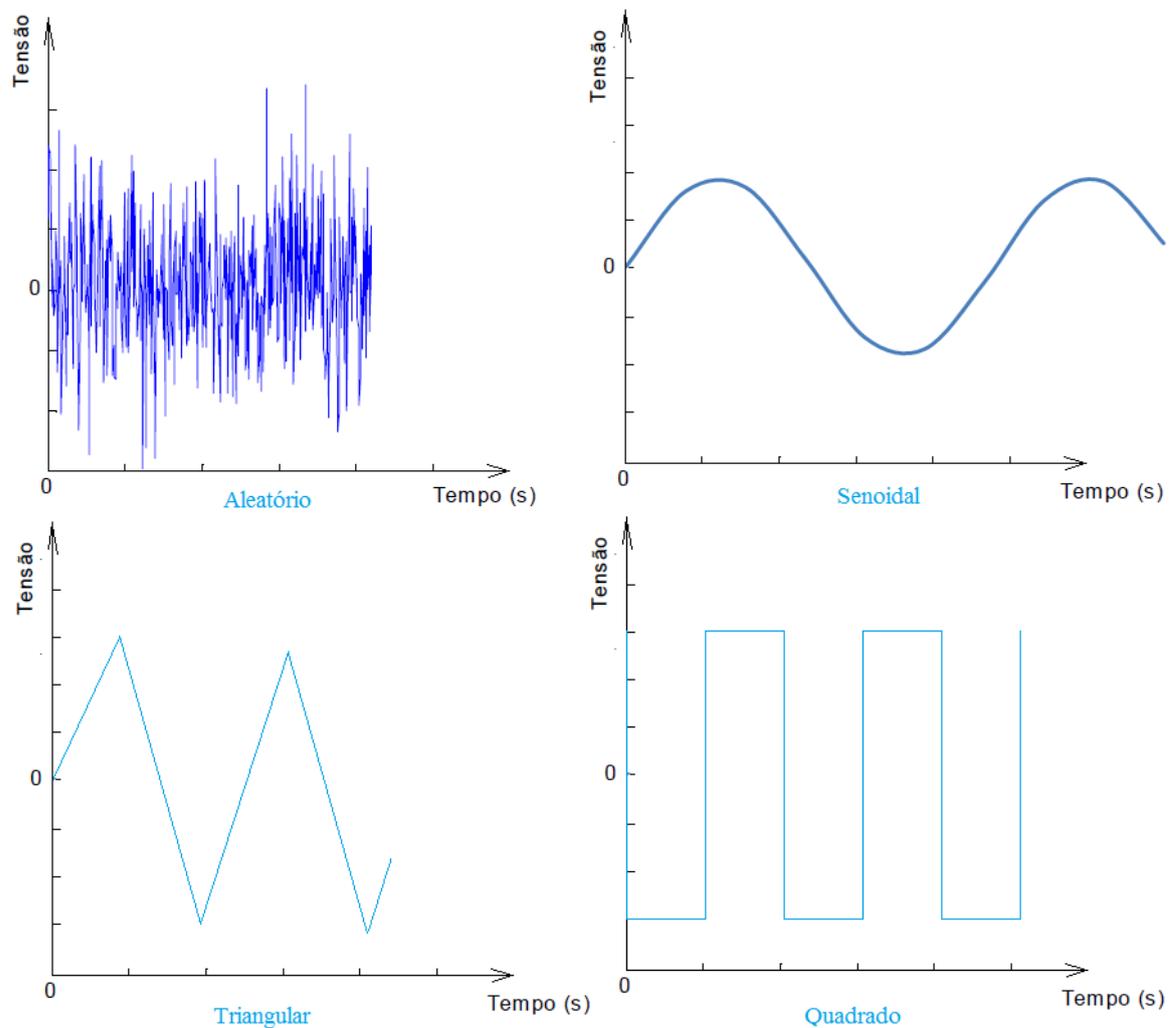


Figura 17: Tipos de formatos de ondas de carregamento cíclico.

Fonte: Autor “adaptado de” FREIRE JÚNIOR, 2005.

Este trabalho utiliza uma máquina de flexão com sistema biela-manivela para promover os deslocamentos ao corpo de prova em teste. Assim neste estudo, o formato de onda utilizado nos ensaios é muito similar a uma senóide, como é mostrado no anexo D. Nesta dissertação, os ensaios foram controlados por deformação de modo que a deformação máxima seja em módulo numericamente igual à deformação mínima, porém com sinal oposto (ciclo totalmente reverso), apresentando uma amplitude de deformação simétrica em relação ao nível de deformação zero, sendo a razão de deformação  $R_\epsilon = -1$ .

Realiza-se vários ensaios com componentes reais ou corpos de prova, sob diferentes valores de tensões, com repetições dos ensaios para o mesmo carregamento, para verificar a dispersão dos pontos que os materiais apresentam, pois os corpos de prova nunca são totalmente idênticos, podendo conter impurezas, diferenças na distribuição do reforço,

defeitos no material ou nas superfícies dos corpos ensaiados (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Após medir o número de ciclos que foi necessário para a fratura nos ensaios de fadiga e por meio de métodos estatísticos, constroem-se curvas S-N, ou curvas de Wöhler, que mostram a tensão ( $S$ ) em função dos números de ciclos ( $N$ ). O eixo de número de ciclos é traçado em escala logarítmica, e a tensão pode ser apresentada na escala logarítmica ou linear. Os valores de ( $S$ ) para ciclos reversos ( $R=-1$ ) são normalmente os valores das amplitudes de tensões ( $\sigma_a$ ), sendo útil para se estudar o efeito da amplitude de tensão. Assim plota-se a amplitude de tensão em função do número de reversões da carga ( $2N$ ) ao invés do número de ciclos de fadiga, pois um ciclo de fadiga completo contém duas reversões de carga. Estes gráficos indicam que quanto maior a tensão aplicada menor será o número de ciclos para que ocorra a fratura. (SURESH, 1998; CALLISTER, 2002). Encontram-se dois tipos de curvas S-N, representados na Figura 18.

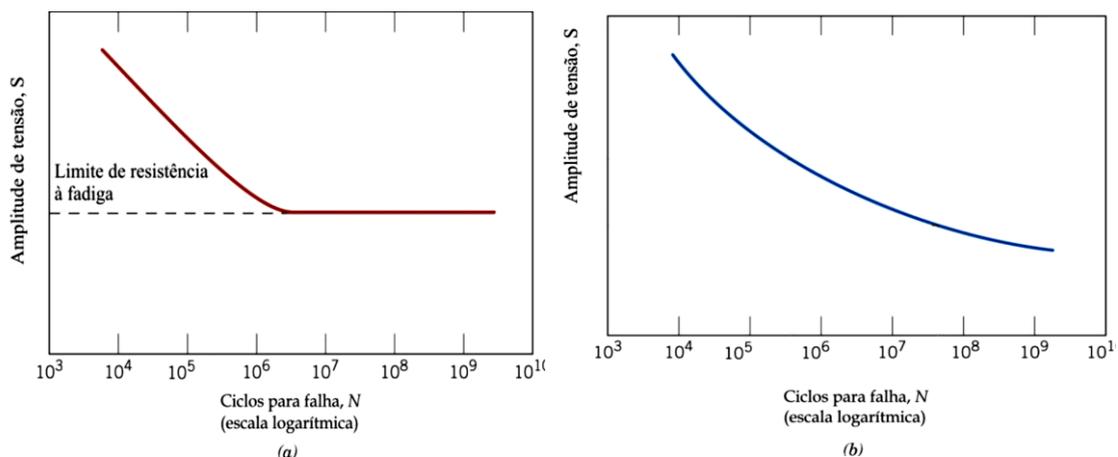


Figura 18: Curva S-N, (a) materiais que apresentam limite de fadiga (b) materiais que não apresentam limite de fadiga.

Fonte: CALLISTER, 2002

Para o tipo de curva onde, ao reduzir a amplitude de tensão, chega-se num ponto em que a curva S-N se torna praticamente horizontal, o número de ciclos para que ocorra a falha é tão grande que é considerado infinito. O valor da tensão onde a curva se torna horizontal é chamado de limite de fadiga, ou limite de resistência à fadiga, abaixo do qual é esperado que o material não falhe por fadiga, isto é, os defeitos ou danos que possam estar presentes no material, sob esta tensão, não induzirão uma falha. Este número de ciclos fica em torno de  $2 \times 10^6$  a  $10^7$  para a maioria dos metais (SURESH, 1998; CALLISTER, 2002; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

No outro tipo de curva S-N não existe limite de fadiga, ou seja, encontram-se números de ciclos cada vez maiores para a falha, isto é, a curva continua a sua tendência de maiores vidas para menores carregamentos aplicados. Para estes tipos de materiais, pode-se determinar arbitrariamente o limite de resistência à fadiga, que será definido como sendo o nível de tensão para um determinado número de ciclos, normalmente  $10^7$  ou  $10^8$  ciclos. (CALLISTER, 2002; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Ao se plotar a amplitude de tensão aplicada (de um carregamento com  $R=-1$ ) e o número de ciclos completos ou de reversões de carga até a falha do material em uma escala log-log, pode-se observar uma relação linear, conhecida por equação de Basquin (1910) (equação 5) (SURESH, 1998):

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_a = \sigma_f' (2N_f)^b = A \cdot N_f^b \quad (5)$$

Onde  $\sigma_f'$  é o coeficiente de resistência à fadiga e o “b” é o expoente de resistência à fadiga ou expoente de Basquin. Aqui se utiliza o número de ciclos até a falha, isto é o número de ciclos para se iniciar a trinca de fadiga, para propagar até uma trinca dominante e falhar. Se o número de ciclos para estas diferentes etapas for separado, isto é, verificando o número de ciclos gastos durante os ensaios até a formação de uma trinca dominante e o número total de ciclos até a falha, pode-se obter uma curva S-N como a da Figura 19. O número de ciclos gastos para se iniciar uma trinca pode ser desde 0% da vida do material para amostras com intensa concentração de tensão, alta rugosidade ou defeitos na superfície e até 80% da vida do material para amostras preparadas sem defeitos superficiais ou materiais de alta pureza (SURESH, 1998).



Figura 19: Curva de amplitude de tensão por número de ciclos com as diferentes etapas da falha por fadiga. Fonte: Suresh, 1998.

O comportamento sob fadiga é sensível a alguns fatores, entre eles: tensão média, frequência e tipo de carregamento, amplitude de esforço, projeto geométrico, acabamentos superficiais, variáveis metalúrgicas, tensões residuais e o ambiente (CALLISTER, 2002; KULTURAL; ERYUREK, 2007).

A aproximação feita por Basquim vale para ciclos de tensão que apresentam tensão média nula, contudo isso não representa muitas aplicações práticas. Gerber (1874), Goodman (1899) e Soderberg (1939) propuseram outros modelos que levam em conta a tensão média aplicada durante os ensaios cíclicos. Morrow (1968) modificou o modelo de Basquim para considerar o efeito da tensão média ( $\sigma_m$ ), como mostrado na equação 6. Na Figura 20 tem-se curvas S-N para materiais metálicos ensaiados com diferentes tensões médias, de onde pode se notar que, ao aumentar a tensão média aplicada, o material exibe uma queda na vida em fadiga. E igualmente aos materiais metálicos, em ensaios com amplitude de tensão constante, o aumento da tensão média aplicada diminui a vida em fadiga também dos materiais poliméricos (SURESH, 1998).

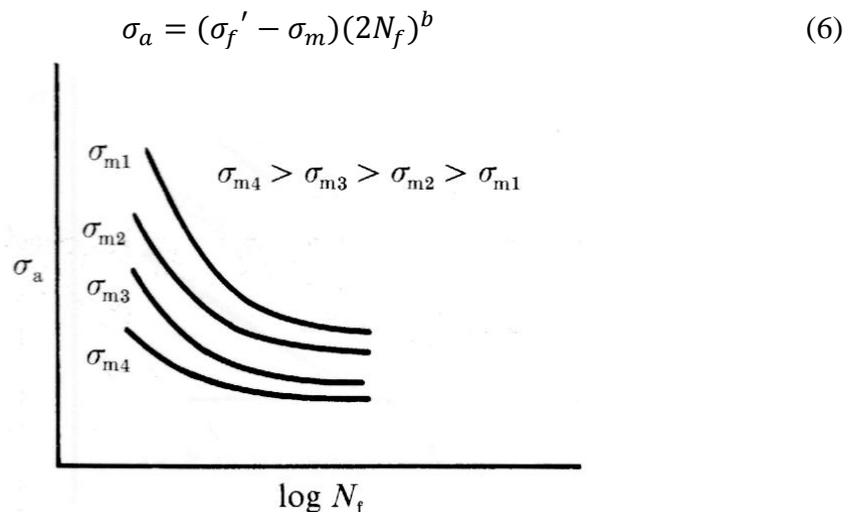


Figura 20: Curvas S-N obtidas com diferentes tensões médias aplicadas.  
Fonte: Suresh, 1998.

Há casos que, ao invés de se estudar a fadiga do material em função da tensão, é mais apropriado levantar o número de ciclos em função da deformação aplicada no material como em ensaios cíclicos realizados com controle por deformação, onde se mantém a deformação aplicada constante ao longo do ensaio, como também em casos práticos, onde os deslocamentos do componente ficam restritos, devido, por exemplo, a fixações em outros componentes ou a estruturas. A abordagem pelas deformações também é útil para situações onde ocorre concentração de tensão e de deformação plásticas durante a fadiga do material.

Com isso ao invés de se obter uma curva de vida em fadiga em função da tensão (curva S-N) se constrói curvas de deformação ou amplitude de deformação por número de ciclos ( $\epsilon$ -N), podendo ser em escala logarítmica ou não, como mostrado na Figura 21 (SURESH, 1998).

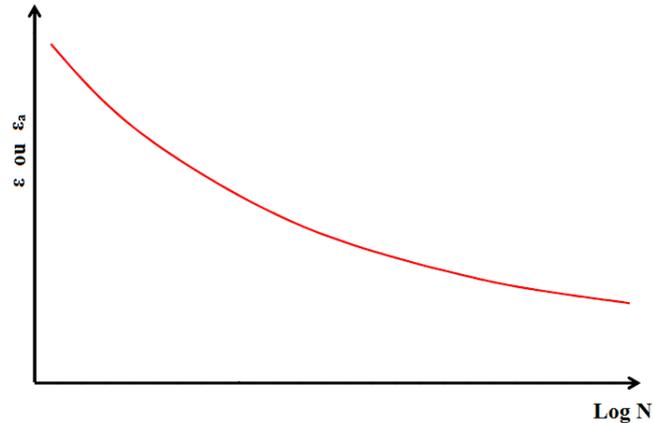


Figura 21: Ilustração de uma curva de deformação por número de ciclos para a falha.  
Fonte: Autor, 2013.

Coffin e Manson observaram que ao se plotar a amplitude de deformação plástica por número para a falha ( $N_f$ ), em escalas logarítmicas, resultava em uma relação linear (equação 7) para os materiais metálicos (SURESH, 1998), na forma

$$\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (7)$$

onde o “ $\epsilon_f'$ ” é o coeficiente de ductilidade à fadiga e o “ $c$ ” é o expoente de ductilidade à fadiga e são propriedades do material obtidas em ensaios com controle por deformação (SURESH, 1998).

Como a amplitude de deformação total aplicada no material tem uma parcela elástica ( $\epsilon_e$ ) e uma plástica ( $\epsilon_p$ ) pode se escrever a equação 8 (SURESH, 1998):

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2}, \quad (8)$$

e sabendo que se pode escrever a deformação elástica em função do módulo de elasticidade ( $E$ ) e da tensão (equação 9) (SURESH, 1998):

$$\frac{\Delta\epsilon_e}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} = \frac{\sigma_a}{E} \quad (9)$$

Pode se substituir a equação 9 na equação de Basquim (5) (SURESH, 1998) obtendo-se:

$$\frac{\Delta\epsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f' (2N_f)^b}{E} \quad (10)$$

Agora somando-se as equações 7 e 10 obtêm-se a equação 11 onde o primeiro termo após a igualdade refere-se a deformações elásticas e o segundo termo a deformações plásticas. Na Figura 22, tem-se a representação gráfica desta equação e de suas parcelas relacionadas às deformações elásticas e plásticas. Utiliza-se esta equação para ajustar os resultados de ensaios

cíclicos controlados por deformação, como os ensaios cíclicos deste trabalho (SURESH, 1998).

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = \underbrace{\frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b}_{\text{Elástica}} + \underbrace{\epsilon_f' (2N_f)^c}_{\text{Plástica}} \quad (11)$$

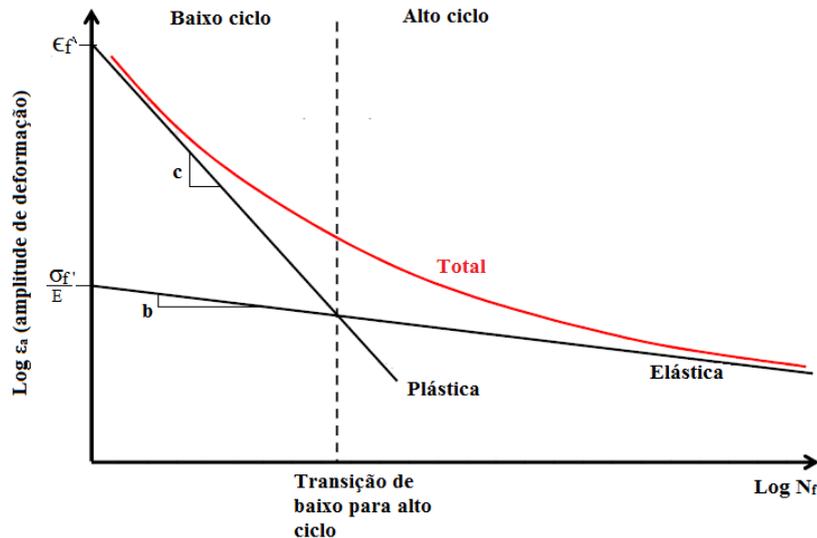


Figura 22: Curva da amplitude total de deformação, obtida pela soma das amplitudes de deformação elástica e plástica em função do número de ciclos.

Fonte: Autor “adaptado de” SURESH, 1998.

Em ensaios ou eventos em que predominam as deformações plásticas, onde ocorrem altas tensões, o número de ciclos para a falha por fadiga é geralmente baixo, então esta região é denominada de fadiga de baixo ciclo. Já nos ensaios onde se tem baixas tensões, e quem governa a vida em fadiga são deformações elásticas, tem-se a chamada de fadiga de alto ciclo. O ponto onde a amplitude de deformação plástica é igual à elástica, isto é igualando as parcelas da equação 11, acha-se o número de ciclos para a transição de fadiga de baixo ciclo para alto ciclo. A aproximação pela equação 11 também é válida para ensaios onde se tem tensões baixas, não ocorrendo deformações plásticas, isto é  $\epsilon_f' (2N_f)^c$  tenderá a zero (SURESH, 1998).

Esta aproximação da vida do material em fadiga por meio das deformações caracteriza também o comportamento de materiais poliméricos. Na Figura 23 observa-se a curva de amplitude total de deformação em função do número de ciclos para ensaio a uma temperatura de 298K de um policarbonato, mostrando a aderência dos dados a equação (11), linearizada (SURESH, 1998).

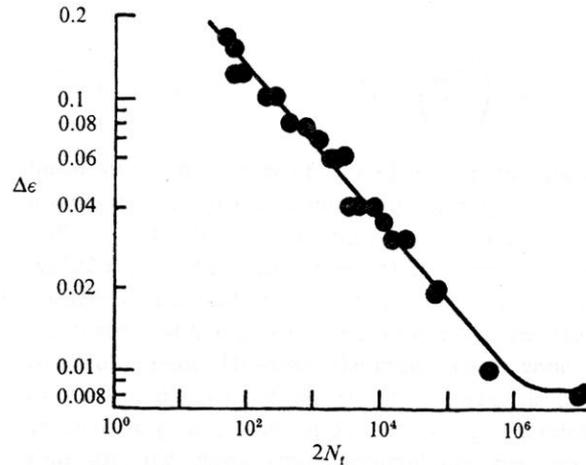


Figura 23: Ensaio com PC a 298K, mostrando a aderência da aproximação, para a fadiga de baixo ciclo.  
Fonte: Suresh, 1998.

Em 1968, Morrow considerou uma parcela devido à tensão média na parcela da deformação elástica da equação 11, pois considera que na plasticidade do material, o efeito da tensão e deformação existentes são atenuados. Verifica-se da equação 12 que uma tensão média trativa piora a vida do material e uma tensão média compressiva aumenta a vida do material (SURESH, 1998).

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\sigma_f' - \sigma_m}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (12)$$

Em ensaios de fadiga controlados por deformação, onde a amplitude de deformação é constante, o comportamento do material pode mudar, notando-se isso com uma variação na amplitude de tensão durante os ensaios, como exemplificado na Figura 24. Na parte superior da figura verifica-se que a tensão no material vai aumentando durante os ciclos, isto é chamado de endurecimento cíclico. O outro comportamento de material, mostra que conforme se realiza o ensaio, a tensão vai diminuindo, caracterizando o chamado amolecimento cíclico. Dependendo do material e da carga aplicada, esses comportamentos podem acontecer até 40% do tempo total de ensaio, depois estabilizando numa amplitude de tensão constante para uma dada amplitude de deformação imposta (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

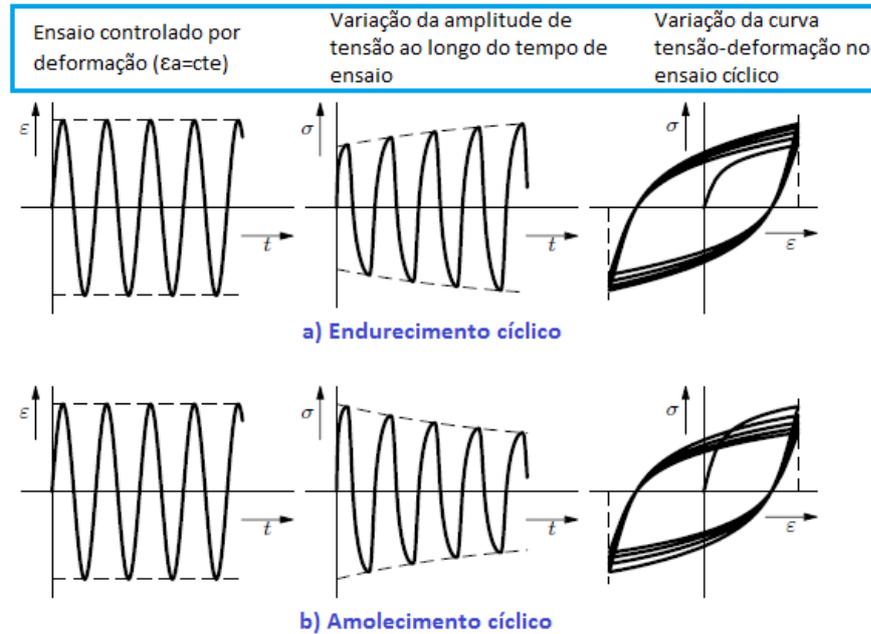


Figura 24: Comportamento dos materiais ao longo de ensaio de fadiga controlado por deformação: (a) endurecimento cíclico (b) amolecimento cíclico.

Fonte: Roesler, Harders e Baeker, 2007.

Ao se realizar um ensaio de fadiga com controle de deformação, porém variando algumas vezes e em pequenos passos a amplitude de deformação, consegue-se traçar um diagrama cíclico de tensão-deformação, como o mostrado na Figura 25, sendo que estas tensões não são iguais a tensões observadas em ensaios monotônicos. Se houver um endurecimento cíclico a curva apresentará maiores valores de tensão e se ocorrer amolecimento cíclico, os valores de tensão serão menores numa dada deformação (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

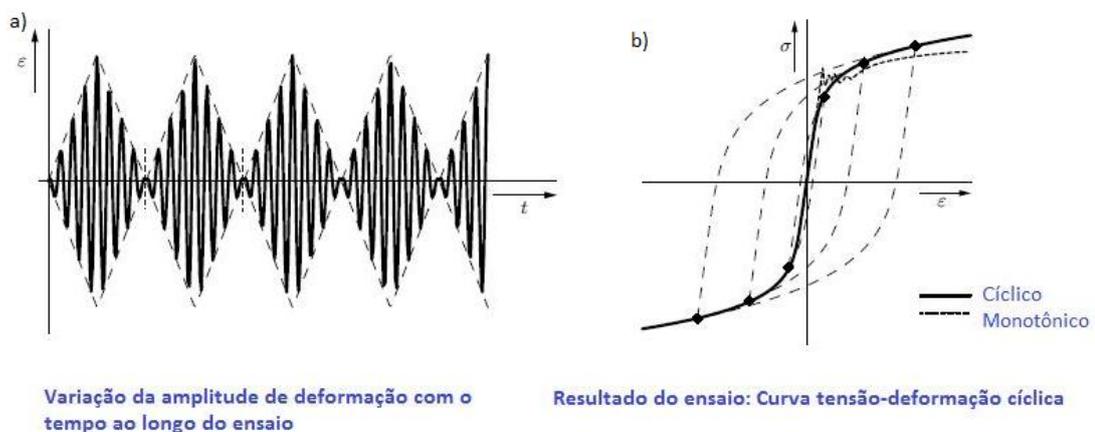


Figura 25: a) esquema de variação da amplitude de deformação ao longo do ensaio. b) resultado de um ensaio deste, a curva tensão-deformação cíclica. Mostrando também a comparação com os valores obtidos em um ensaio monotônico.

Fonte: Roesler, Harders e Baeker, 2007.

Além de amolecimento e endurecimento cíclico, em ensaios com controle por deformação e deformação média diferente de zero, pode ocorrer também uma relaxação cíclica, onde nota-se que a tensão média vai diminuindo, como demonstrado na Figura 26 (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

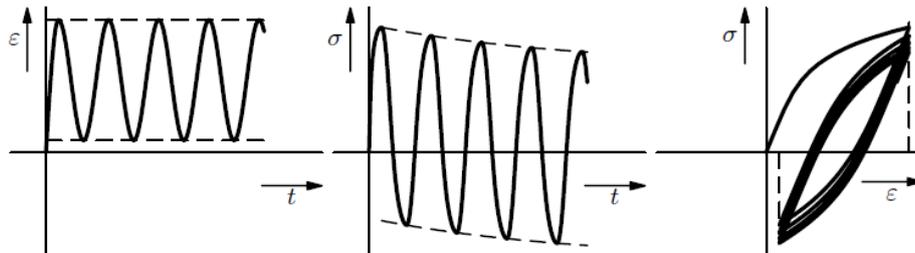


Figura 26: Relaxação cíclica.  
Fonte: Roesler, Harders e Baeker, 2007.

No entanto, se o controle do ensaio for por tensão, com tensão média diferente de zero, pode-se observar um deslocamento das deformações devido à histerese no material, a Figura 27 exemplifica este fenômeno que é conhecido como ratchetting.

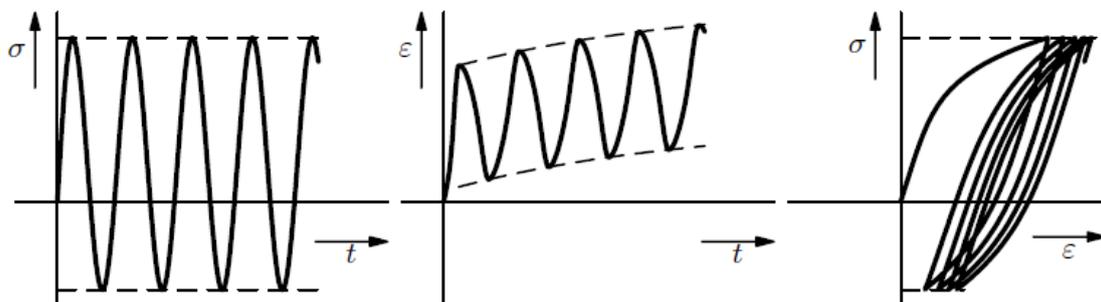


Figura 27: Ratchetting.  
Fonte: Roesler, Harders e Baeker, 2007.

#### 4.1 Fadiga em polímeros e em compósitos

A maior preocupação nas aplicações de polímeros e seus compósitos é a de ocorrer fratura, sendo que o principal gerador de falhas é a fadiga causada por carregamentos ou deformações cíclicas, principalmente para componentes expostos a este tipo de solicitação além do tempo de uso esperado. Mesmo componentes não estruturais também podem estar expostos a solicitações cíclicas, podendo falhar por fadiga. Com isso, a fadiga de materiais compósitos poliméricos é um ponto interessante de estudos, devido à necessidade de se avaliar e conhecer este fenômeno para, por exemplo, poder se utilizar estes materiais em usos

estruturais e/ou com segurança e com conhecimento da vida útil (CHAWLA, 1998; SILVA, 2003; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; YANG; QIAO; WOLCOTT, 2010).

Não se tem feito tantos estudos e testes de fadiga em materiais poliméricos quanto se faz em metais, mas os testes de fadiga de polímeros são mostrados da mesma forma que os metais, e as curvas para as duas classes de materiais tem o mesmo formato geral. Na Figura 28 pode se ver curvas S-N para a poliamida (Nylon), polimetacrilato de metila (PMMA), politereftalato de etileno (PET), poliestireno (PS), polipropileno (PP), polietileno (PE) e politetrafluoretileno (PTFE). Na Figura 29, tem-se os resultado de outros polímeros (poliamida (PA), poliacetal (POM), PP, polietileno de alta densidade (PEAD), policloreto de vinil (PVC)) submetidos a ensaio de fadiga por flexão. Alguns apresentam limite de fadiga, enquanto outros não. Pode haver alguns casos em que os modelos de Basquin e Coffin Manson não se ajustem aos dados dos ensaios, não podendo então ser aplicados (CALLISTER, 2002; YANG; QIAO; WOLCOTT, 2010).

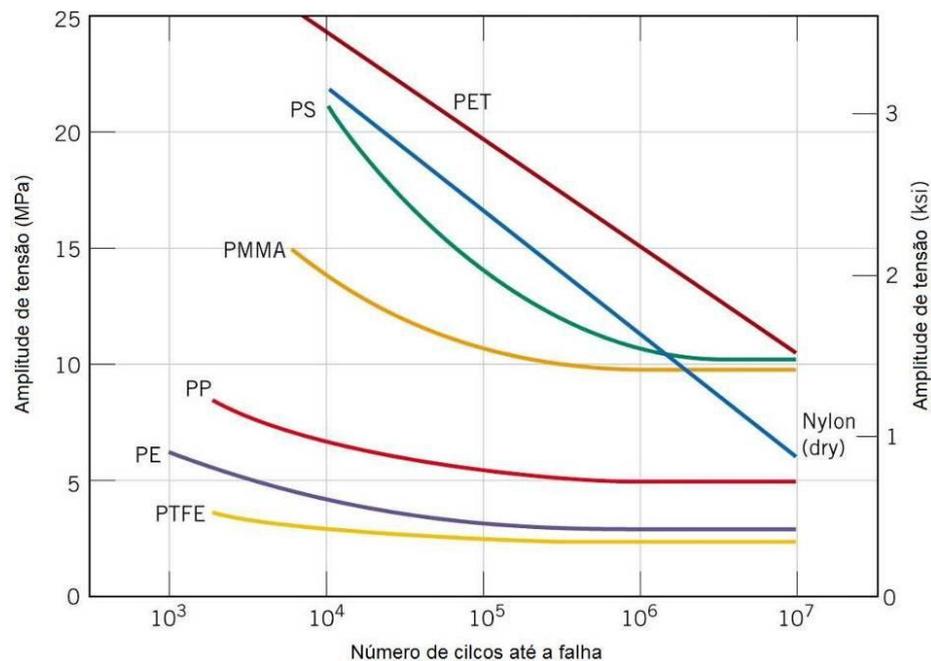


Figura 28: Curvas de fadiga para vários polímeros, com frequência de ensaio de 30 Hz.  
Fonte: Callister, 2002.

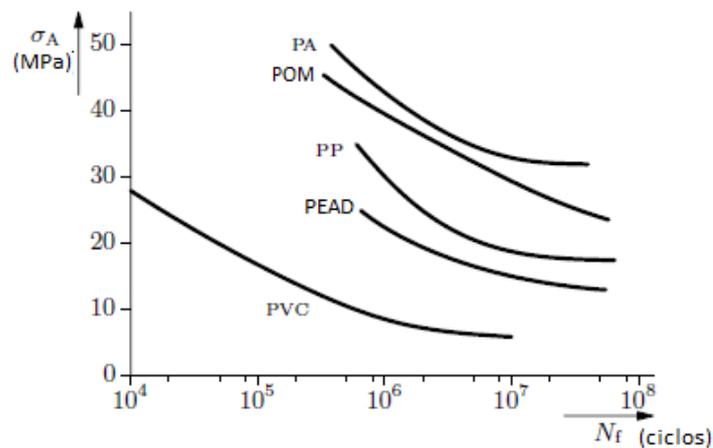


Figura 29: Curvas S-N de ensaios de fadiga por flexão.  
Fonte: München, 1999.

Também não há muitos estudos sobre fadiga de compósitos de matriz polimérica, pois esses compósitos apresentam características que dificultam a realização, utilização e estudos de vida em fadiga, pois os conceitos mais conhecidos são para os metais. Dentre as variáveis materiais e operacionais que dificultam o estudo do comportamento mecânico nos compósitos e que afetam os resultados estão: tipo de matriz e reforço, geometria das amostras, frequência de sollicitação, temperatura, viscoelasticidade e condições de carregamento (CHAWLA, 1998; CRUZ; SOUZA, 2006; YANG; QIAO; WOLCOTT, 2010).

Apesar do pouco conhecimento e estudo sobre o comportamento de materiais compósitos em fadiga, compósitos de alto desempenho como os de matriz termofixa com fibras longas de carbono, aramida, boro e vidro têm sido bastante utilizados em projetos de engenharia, principalmente na indústria aeronáutica devido a sua elevada resistência à fadiga aliada a sua baixa densidade (BATHIAS, 2006).

Dependendo do tipo de matriz termofixa, do tipo e disposição das fibras a resistência à fadiga irá variar. Por exemplo, matriz de epóxi apresenta melhor desempenho em fadiga do que matrizes de resina poliéster, e fibras de carbono possuem melhor resistência do que quando se utilizam fibras de vidro (BATHIAS, 2006).

Em compósitos reforçados com fibras longas unidirecionais, ao se sollicitar o material no sentido da fibra se tem a maior resistência à fadiga, mas ao se sollicitar o material em outras direções, a resistência cíclica vai diminuindo. Na Figura 30 verifica-se a curva S-N para um compósito de epóxi com 60% em volume de fibra de vidro, em diferentes direções entre o eixo de sollicitação e a orientação da fibra. Também podem ocorrer algumas inesperadas melhorias na vida do material, por meio da combinação de alguns fatores: realinhamento da fibra, arredondamento de microfibrilas (*crazes*), picos de sobrecarga e flutuações na frequência de ensaio (SURESH, 1998).

Compósitos termoplásticos são alternativas para compósitos de matriz termofixa para algumas condições de menor sollicitação e vem ganhando usos tecnológicos devido a algumas vantagens como baixo custo de manufatura, alta tenacidade à fratura, boa resistência ao impacto e a microtrincas, fácil controle de qualidade e principalmente por poderem ser reciclados (FERREIRA et al., 1999).

Com essas vantagens, o estudo e a obtenção de dados sobre a vida em fadiga de compósitos termoplásticos também é importante, pois estimativas na literatura indicam que o maior número de falhas em peças de compósitos termoplásticos, empregados em aplicações de engenharia, são atribuídas a fadiga (SURESH, 1999; CRUZ; SOUZA, 2006).  $\sigma_{LR}$   $N_F$  (ciclos)

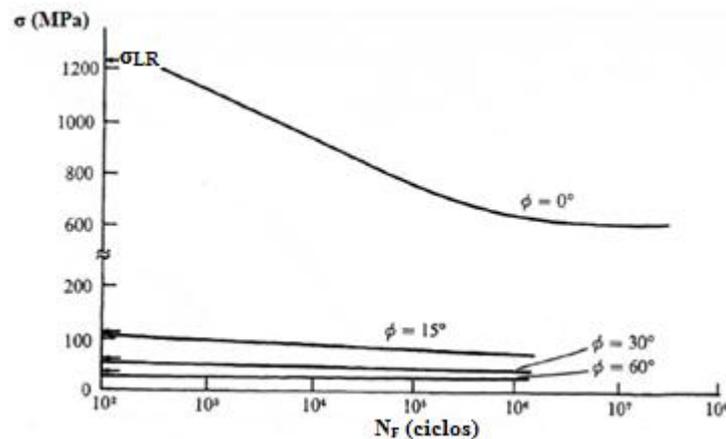


Figura 30: Curvas S-N em diferentes ângulos de sollicitação trativa em relação à direção da orientação das fibras de vidro na matriz de epóxi. Ensaios realizados a temperatura ambiente,  $R=0,1$  e 19Hz.  
Fonte: HASHIN; ROTEM (1973 apud SURESH, 1998).

O processo de falha por fadiga mecânica ocorre em três diferentes estágios. O primeiro estágio, a nucleação do defeito, ocorre quando em algum ponto de alta concentração de tensão uma trinca se inicia. O segundo estágio se dá quando a trinca começa a se propagar a cada ciclo, assim a trinca cresce lentamente até um tamanho crítico, chegando ao terceiro estágio, no momento da instabilidade, onde a trinca se propaga rapidamente pelo restante do material levando à falha total do material. Como esse último estágio ocorre muito rápido, a vida da fadiga ( $N_F$ ) é a soma do número de ciclos para iniciar a trinca ( $N_i$ ) somado ao número de ciclos para propagar a trinca ( $N_p$ ). Este tipo de falha pode acontecer em casos de baixos esforços ou baixas frequências de carregamento, dependendo também da geometria, do tipo de serviço e do efeito viscoelástico. Porém é difícil encontrar dados de alguns fatores que influenciam a vida em fadiga de compósitos de polipropileno como, frequência, forma de onda e valor de tensão média (SURESH, 1998; PEGORETTI; RICCÒ, 1999; CALLISTER,

2002; KULTURAL; ERYUREK, 2007; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; ANTUNES, 2009).

Um ponto de partida para se começar a entender o fenômeno da fadiga mecânica em polímeros solicitados ciclicamente são as microdeformações irreversíveis, que podem ocorrer de vários modos. Estas podem ser homogêneas por deformação normal e escoamento por cisalhamento, orientação (no sentido da tensão aplicada) e escorregamento de segmentos ou cadeias poliméricas inteiras. Podem ainda ser heterogêneas devido à ocorrência de bandas de cisalhamento ou por microfibrilas (*crazes*) (SURESH, 1998). Contudo, os dois modos de deformação mais comuns na fadiga de polímeros termoplásticos são o microfibrilamento (*crazing*) e as bandas de cisalhamento, onde normalmente ocorre uma combinação entre os dois modos, buscando um estado de mínima energia (SURESH, 1998).

Em muitos polímeros, a deformação cíclica devido a deformações inelásticas e o avanço da fratura por fadiga são ditados pela nucleação, o crescimento e a ruptura das microfibrilas. O microfibrilamento ocorre em alguns polímeros como, por exemplo, poliestireno (PS), polimetacrilato de metila (PMMA), polietileno (PE), polipropileno (PP), sujeitos a tensões trativas a baixas temperaturas, na forma de falhas, como se fossem finas trincas. Essas microfibrilas são orientadas perpendicularmente à máxima tensão de tração. Dentro destes defeitos (microfibrilas), existem fibrilas, que são macromoléculas orientadas na direção do máximo esforço de tração, que podem romper durante a sollicitação do material, desencadeando o crescimento das microfibrilas e levando a iniciação e propagação de microtrincas ou trincas. Outra maneira de se formar microfibrilas é por meio da propagação de uma trinca, pois na região da ponta da trinca existe concentração de tensão, e essas microfibrilas irão formar e coalescer com essa trinca já existente. Pode se fazer uma analogia da área da microfibrilas em frente a uma trinca num polímero com a zona plástica na ponta de uma trinca em materiais metálicos e também com a formação de pontes de fibras na propagação de trincas em compósitos reforçados com fibras. (SURESH, 1998; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; ANTUNES, 2012)

Como o crescimento das microfibrilas se dá somente em esforços trativos, o amolecimento cíclico pode ocorrer somente no campo de tração da sollicitação cíclica caracterizando um amolecimento desigual, como pode ser visto na Figura 31, representando este fenômeno para o policarbonato ensaiado a 77K. Este tipo de amolecimento pode ser visto em polímeros que apresentem um mecanismo de deformação que envolva crescimento estável de trinca sob carregamentos cíclicos (SURESH, 1998).

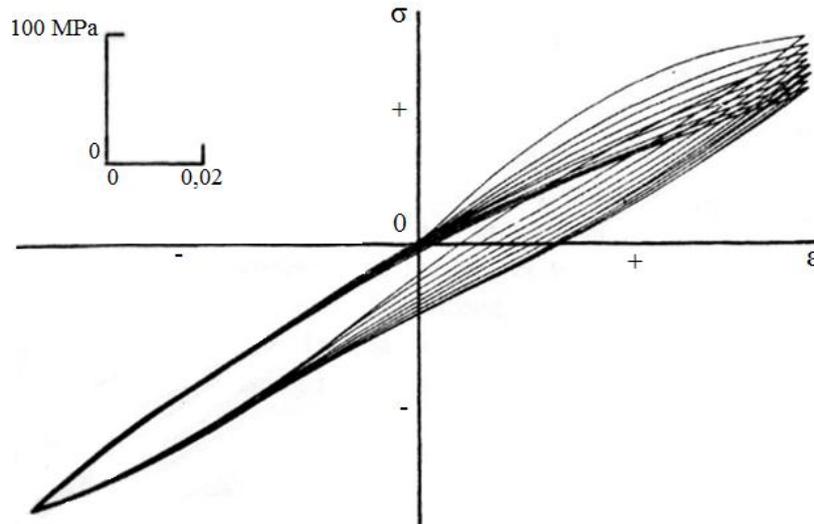


Figura 31: Curva tensão deformação cíclica do PC, evidenciando o amolecimento cíclico somente no campo trativo.

Fonte: RABINOWITZ; BEARDMORES, 1974.

O outro modo de deformação irreversível em termoplásticos, a formação de bandas de cisalhamento inicia por deformações plásticas localizadas induzidas pelo cisalhamento local entre as macromoléculas, mesmo em níveis de tensões abaixo do limite de escoamento. As bandas de cisalhamento são sempre orientadas na direção da máxima tensão atuante de cisalhamento. Microtrincas podem se originar devido a este tipo de deformação, podendo formar uma nova trinca ou coalescer com alguma já existente (SURESH, 1998; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; ANTUNES, 2012).

Para os polímeros que apresentam microfibrilas e bandas de cisalhamento, a típica curva de amplitude de tensão versus número de ciclos para a falha tem formato como o da Figura 32 (SURESH, 1998).

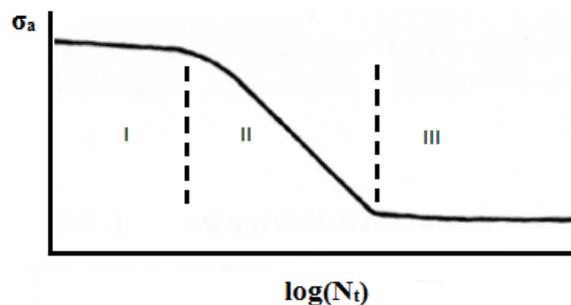


Figura 32: Típica curva de amplitude de tensão versus número de ciclos para a falha, de polímeros que apresentam crazes e bandas de cisalhamento.

Fonte: Suresh, 1998.

Nota-se, a partir da Figura 32 três diferentes regiões. A região I aparece quando se tem formação de microfibrilas em amplitudes de tensões altas, ou quando as microfibrilas causam

a nucleação de microtrincas, como acontece, por exemplo, para os polímeros polimetacrilato de metila (PMMA) e o policarbonato (PC), que apresentam uma vida em fadiga muito dependente da amplitude de tensão aplicada. Caso a amplitude de tensão não seja suficiente para formar microfibrilas nos primeiros ciclos, o polímero não apresentará a região I da curva, a inclinação da curva será apenas uma extrapolação da região II. Outro fato que acontece na região I é que em altos níveis de tensões tem-se a dominância de deformações plásticas, que favorecem um aumento da temperatura do material devido à geração de calor por causa do efeito viscoelástico dos polímeros, podendo levar a uma dominância do mecanismo de falha por aquecimento. Na região II se tem o mecanismo de falha pela formação de trincas a partir de microfibrilas e para as tensões de menor intensidade, a falha por fadiga é marcada pelo forte crescimento de trincas microscópicas. Nesta faixa de amplitude de tensão (região II), com o aumento da temperatura durante o ensaio, também ocorre à competição entre bandas de cisalhamento e microfibrilamento; contudo começa a haver um balanceamento entre o calor gerado e o calor dissipado para o ambiente, devido aos menores níveis de tensões aplicados, diminuindo a possibilidade de ocorrer amolecimento do material. Na região de menores amplitudes de tensão (região III) que caracteriza a fadiga de alto ciclo, há a dominância de deformações elásticas, propiciando uma maior dificuldade de nucleação e crescimentos de trincas e microfibrilas, e de ocorrer um aquecimento no material, constituindo a diferença entre esta região e a região II. Nesta região se localiza o limite de resistência à fadiga para estes polímeros (SURESH, 1998).

Assim a resposta total e a vida sob fadiga de um polímero se dará pela combinação de fatores: a estrutura molecular, os modos de deformação, e as condições e tipos de carregamentos que incluem: (a) composição polimérica, massa e distribuição molecular e seu estado termodinâmico; (b) mudanças estruturais e morfológicas induzidas por carregamentos e pelo ambiente, como ruptura de ligações, alinhamento molecular e cristalização; (c) o tipo de deformação e resposta (elástica, viscoelástica linear e não linear); (d) modo de falha microscópica; (e) o tempo de solicitação do material; (f) fatores ambientais (SURESH, 1998 apud HERTZBERG; MANSON, 1986; SURESH, 1998).

Dependendo do mecanismo de deformação dominante é que se dará o modo de iniciação da trinca. A trinca também pode se iniciar em um local onde ocorreu a quebra ou o desligamento da cadeia polimérica, que enfraquecerá localmente o polímero. Outro meio de se iniciar trincas é nas interfaces, devido à concentração de tensões nessas regiões. Essas interfaces podem ser regiões amorfas e cristalinas de um polímero semicristalino, ou entre as

fases quimicamente diferentes de um copolímero ou entre matriz e reforço em compósitos (SURESH, 1998; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; ANTUNES, 2012).

Nos compósitos poliméricos, além dos diversos tipos de iniciação de trinca poderem ocorrer na matriz, a presença do reforço possibilitará novos meios de se começar uma trinca no material. As fibras que reforçam uma matriz polimérica, principalmente as naturais, não são todas iguais, os diâmetros e comprimentos são distribuídos estatisticamente e ainda podem apresentar defeitos superficiais. Portanto não são todas as fibras que falham juntas, mas sim a mais fraca ou de menor diâmetro que irá falhar primeiro. (MEYERS; CHAWLA, 1999; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Em compósitos poliméricos reforçados com fibras, os mecanismos locais de falhas que propiciarão a falha do material são: a ruptura das fibras, o descolamento das fibras, deformação e surgimento de trincas na matriz, arrancamento das fibras e trincas que passam pelas fibras (ponte de fibras) que são esquematizados na Figura 33.

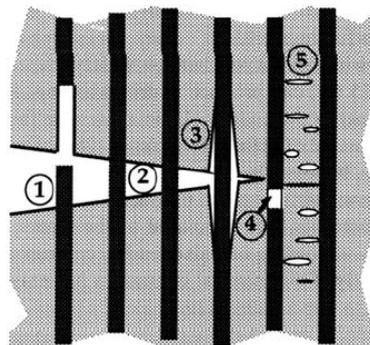


Figura 33: Figura esquemática dos mecanismos de propagação da trinca de um polímero reforçado com fibras: (1) arrancamento de fibras, (2) ponte de fibras, (3) deslocamento de fibra/matriz, (4) ruptura das fibras e (5) falha da matriz.

Fonte: Anderson, 1995.

Nos compósitos poliméricos uma das causas de se iniciar danos na matriz, até mesmo com poucos ciclos de solicitação, é o descolamento de uma fibra da matriz, em algum ponto de menor interação fibra/matriz. Outro fator que pode iniciar danos na matriz é o rompimento de alguma fibra presente no material, que apresentava menor diâmetro, menor resistência ou algum defeito superficial (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Nas regiões dos materiais compósitos onde ocorrem esses defeitos, não há mais a transferência de carga para a fibra e a matriz fica enfraquecida, sendo os esforços transferidos para a região ao redor aumentando localmente a tensão na matriz, acarretando também em um aquecimento local da mesma. Se a tenacidade à fratura (resistência à propagação de trincas) da matriz for baixa, por fadiga, começam a se formar microtrincas na matriz que irão se propagar na região onde a fibra rompeu ou descolou, aumentando cada vez mais o número de

danos no material, e conseqüentemente reduzindo a rigidez do material devido à presença de mais danos. Quando se atinge um grande número de microtrincas, essas coalescem formando uma trinca dominante podendo levar o material à falha (MEYERS; CHAWLA, 1999; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Mas pode acontecer dessa trinca, formada a partir das microtrincas encontrar uma fibra e caso a tenacidade à fratura na região da interface fibra/matriz for alta e a matriz for frágil, a concentração de tensão presente na ponta da trinca é transferida para a fibra rompendo-a, levando a uma propagação de trinca no local da primeira quebra de fibra. Já se a concentração de tensão na ponta da trinca não for suficiente para romper a próxima fibra, devido às diferenças entre propriedades das fibras, a microtrinca pára de crescer ao encontrá-la, e transfere a tensão para o reforço. Com a contínua solicitação, em algum lugar do material irá romper uma nova fibra, e apenas com o aumento dos danos ocorrerá a diminuição da rigidez do material. Assim, irá se notar uma significativa queda na rigidez do material somente instantes antes da falha final. Neste tipo de comportamento, o material irá falhar com o rompimento crescente de fibras, isto é, com o acúmulo de dano nestas (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Pode acontecer também que a tensão na ponta de uma trinca não consiga romper a fibra, mas sim a interface entre fibra/matriz. Sendo esta interface paralela à máxima tensão tratativa e perpendicular ao plano de propagação da trinca, as tensões atuantes na ponta da trinca tentarão abrir a interface. Se a tenacidade à fratura da interface for baixa, ou devido a má adesão entre as fases, esta tensão causará a falha na interface, levando ao descolamento da fibra da matriz. Com isso a trinca poderá crescer nesta região da interface falhada, crescendo sem quebrar a fibra. Este tipo de crescimento de trinca aumentará a tenacidade à fratura do material (MEYERS; CHAWLA, 1999; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Ao invés de se propagar pela interface, esta trinca pode continuar a propagar na mesma direção, onde a fibra permanece inteira ligando as superfícies da trinca, formando uma “ponte de fibra”. Após a trinca passar e não romper a fibra, a fibra ainda resiste ao carregamento, podendo impedir a propagação da trinca, porém isso resulta na máxima tensão na fibra, sendo transferida para ambos os lados da matriz ao longo da fibra. Se esta tensão for maior que o limite de resistência da fibra, esta irá romper na região de menor diâmetro ou de algum defeito superficial existente e não necessariamente perto da trinca. Mas se a resistência mecânica na região da interface for menor do que a resistência da fibra, a fibra será arrancada da matriz. Microtrincas não causam a falha da matriz por “ponte de fibra”, primeiro as

microtrincas crescem e/ou coalescem para depois poderem levar à falha da matriz formando as “pontes de fibra” (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Antunes (2012) estudou o comportamento em fadiga de compósitos compatibilizados com PP-g-MA de PP com fibra de coco e híbridos com fibras de coco e talco. Em análises de superfícies de fratura de fadiga por tração, verificou que as fraturas apresentavam duas regiões diferenciadas, uma onde ocorreu o início e propagação da trinca (região esbranquiçada) e outra onde ocorreu a falha total do material (região escura), como pode ser visto na Figura 34. Antunes (2012) também realizou ensaios com diferentes amplitudes de tensão e verificou que os compósitos apresentaram fraturas semelhantes, mudando somente a região de crescimento da trinca, que ficava maior para amplitudes menores de tensão. Nos ensaios de menor amplitude de tensão, a trinca consegue se propagar mais, pois a região útil (não trincada) consegue resistir à tensão aplicada por mais tempo, antes de atingir o limite de resistência do material, que leva a falha total.

Na Figura 35 podem ser vistas micrografias de MEV dessas diferentes regiões. Observa-se que para a região de iniciação e propagação da trinca, a matriz sofreu deformação plástica e as fibras estão descoladas e arrancadas da matriz. Para a região de fratura abrupta, a fratura ocorreu aparentemente sem deformação plástica tanto da matriz como das fibras, que romperam rente a matriz. (ANTUNES, 2012).

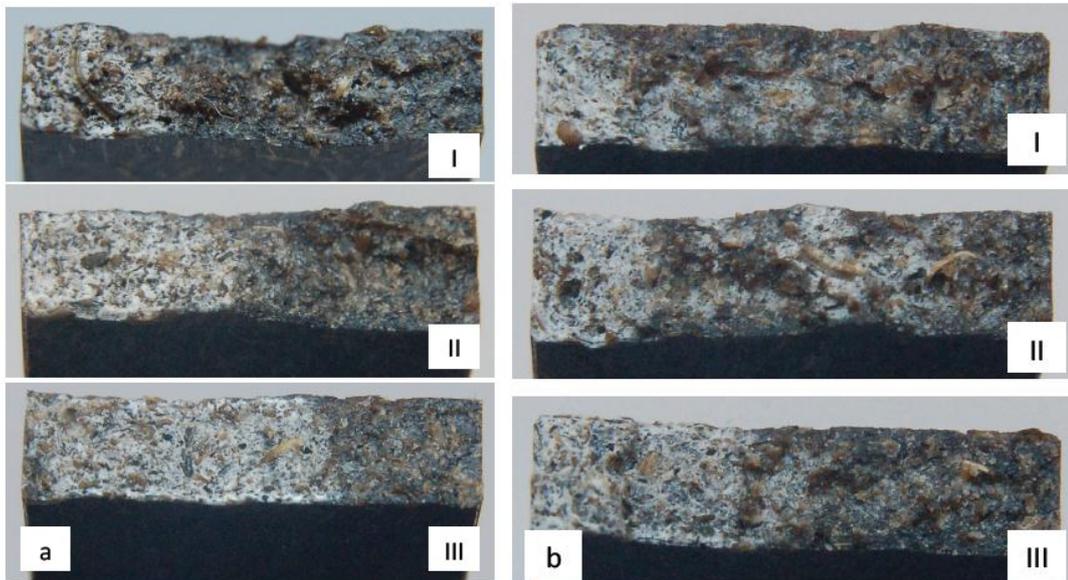


Figura 34: Superfície de fratura dos compósitos (a) PP com 30% de fibra de coco e (b) PP com 30% de fibra de coco e 20% de talco, ensaiados em fadiga com amplitudes de tensões de: (I) 15 MPa, (II) 12 MPa (III) e 10 MPa. Fonte: Antunes, 2012.

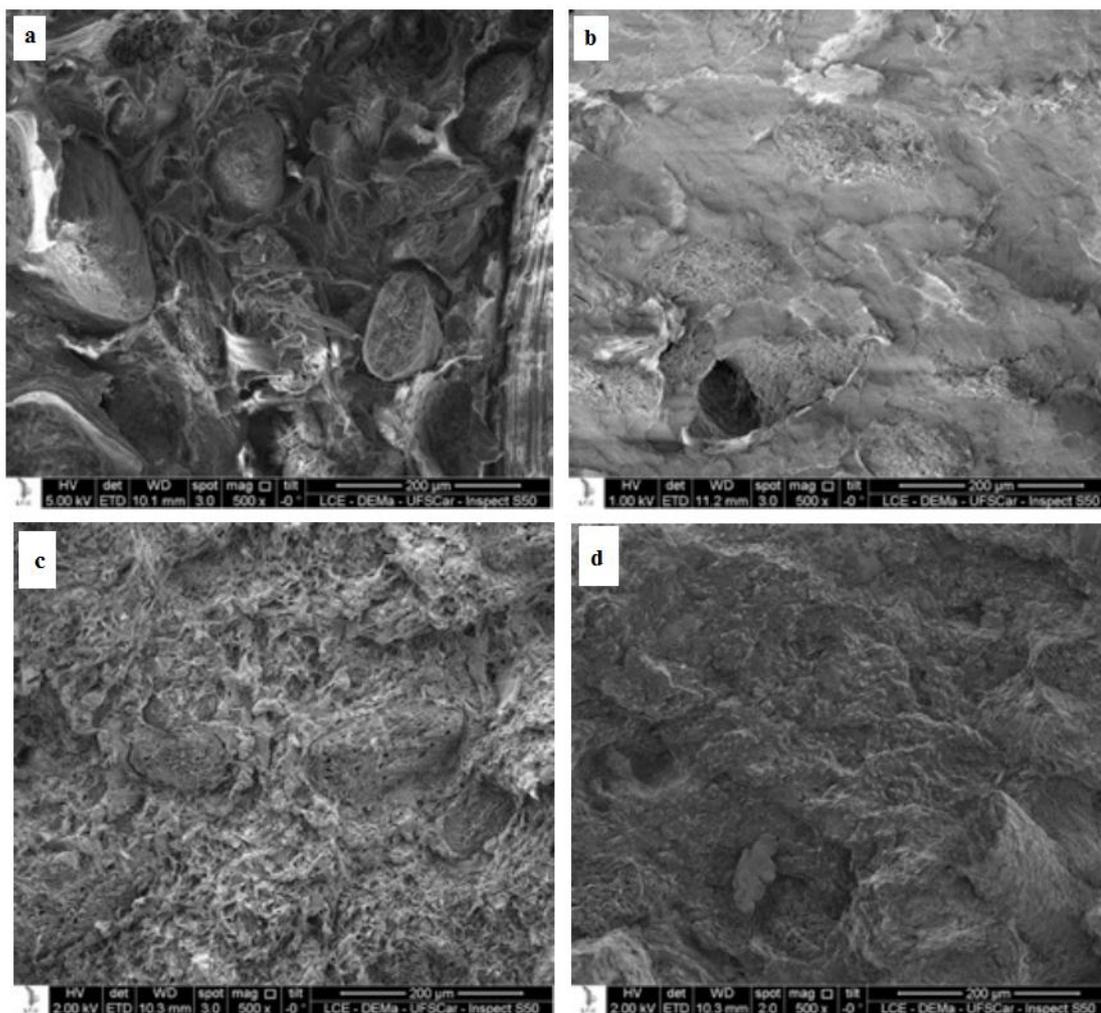


Figura 35: Micrografia de MEV das superfícies fraturadas em ensaios com 10 MPa de amplitude, para o compósito de PP com fibras de coco (a) região de início e propagação (b) falha abrupta; para o compósito híbrido com talco, (c) região de início e propagação (d) falha abrupta.

Fonte: Antunes, 2012.

Pegoretti e Riccò (1999) estudaram a influência da quantidade de fibras e também da frequência não na iniciação de trincas, mas sim no comportamento da propagação de trincas já existentes, em compósito de polipropileno com fibras de vidro curtas ensaiado ciclicamente com controle de carregamento por tensão ( $R=0,4$ ). Notaram três comportamentos durante a propagação da trinca no material, um estágio inicial onde a propagação apresenta uma desaceleração, seguido por um segundo estágio onde ocorre uma aceleração estável, chegando ao estágio final onde ocorre a instabilização e a falha total do material. Os compósitos com 10% de fibras de vidro, independentemente da frequência de sollicitação, apresentaram superfícies de fratura similares (Figura 36), sendo relativamente lisa, com fibras arrancadas, apresentando sempre uma trinca predominante que governava o comportamento de falha e com outros processos secundários de danos como ramificação de trincas (PEGORETTI; RICCO, 2002).

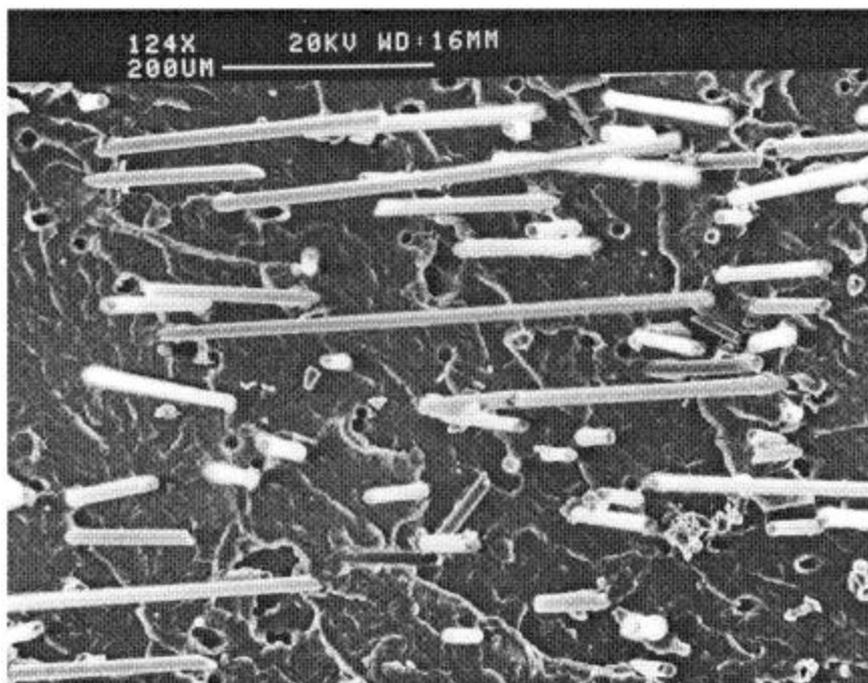


Figura 36: Imagem de microscopia eletrônica de varredura (SEM) da superfície de fratura do compósito de polipropileno com 10% de fibra de vidro.

Fonte: Pegoretti; Ricco, 2002.

Pegoretti e Riccò (1999) verificaram que tanto aumentar a frequência de ensaio de 0,1 Hz até 10 Hz, quanto aumentar a fração em peso de fibras de vidro de 10% até 30% em matriz de PP, fez com que se aumentasse a resistência a propagação de trincas no material, e concluíram que este compósito é muito sensível à frequência de sollicitação no ensaio.

Diferente dos metais, nos polímeros termoplásticos em carregamentos cíclicos, a curva tensão-deformação após o descarregamento não é a mesma do que o carregamento anterior, devido à existência de histerese, pois apresentam um comportamento viscoelástico não linear. Então, devido ao movimento de desenovelar e se enovelar das macromoléculas que causam a histerese, há uma dissipação de energia durante a deformação que produz calor; esta produção de calor também pode se originar por causa do atrito interfacial fibra-polímero e em função do grau de compatibilização entre fases. Outra fonte de calor na matriz é quando fibras se rompem, aumentando localmente os esforços transferidos para a matriz, aumentando a temperatura. A área dos laços de histerese representa a energia gasta durante o ciclo de sollicitação do material (SURESH, 1998; MEYERS; CHAWLA, 1999; ROESLER; HARDESRS; BAEKER, 2007; CRUZ; SOUZA, 2008).

Como os materiais poliméricos apresentam uma baixa condutividade térmica, é difícil a total dissipação do calor gerado durante um carregamento cíclico para o ambiente. Assim, caso durante a sollicitação cíclica, o calor gerado for maior que o dissipado, a temperatura do polímero aumentará a cada ciclo, e com esse aumento pode-se atingir uma temperatura que

afeta a resistência e a rigidez mecânicas, já que estas são dependentes da temperatura, causando um amolecimento térmico, o que faz com que os polímeros termoplásticos tendam a falhar por deformação plástica, causando a chamada fadiga térmica como principal mecanismo de falha, em contraponto ao mecanismo de fadiga mecânica, discutido anteriormente neste texto. Apesar deste termo “fadiga térmica” ser encontrado na literatura, ao invés deste termo, neste trabalho utiliza-se “fadiga com efeito de aquecimento” (HERTZBERG; MANSON; SKIBO, 1975; SURESH, 1998; MEYERS; CHAWLA, 1999; KULTURAL; ERYUREK, 2007; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; ANTUNES, 2009; ANTUNES, 2012), já que “fadiga térmica” poderia ser associada a fadiga provocada por expansão e contração oriundos do aquecimento e resfriamento de um material.

Pode-se chegar a casos extremos em que o aumento de temperatura é tanto que o material falha fluindo como um líquido altamente viscoso, pois o material chega a fundir. Exemplos de polímeros que apresentam um efeito viscoelástico marcante, com grande histerese, e que, portanto podem apresentar fadiga com efeito de aquecimento, são: polietileno, polipropileno e poliamida (HERTZBERG; MANSON; SKIBO, 1975; SURESH, 1998; MEYERS; CHAWLA, 1999; KULTURAL; ERYUREK, 2006; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; ANTUNES, 2009; ANTUNES, 2012).

Este comportamento de amolecimento cíclico que os polímeros apresentam é também influenciado por mudanças na composição, estrutura molecular, característica viscoelástica, grau de cristalização, temperatura do ensaio, tensão e deformação aplicada, frequência de solitação, taxa de deformação e grau de adesão entre fibra e matriz, fazendo com que o amolecimento cíclico fique mais ou menos pronunciado. Amolecimento cíclico é, normalmente, o causador de fadiga em termoplásticos dúcteis, podendo ser amorfos ou semicristalinos. Polímeros amorfos solicitados com baixa amplitude de deformação apresentam um período inicial sem amolecimento cíclico, porém ao ir aumentando a amplitude de deformação, este período diminui. Na Figura 37 pode se observar o comportamento de amolecimento cíclico do policarbonato PC, durante um ensaio de fadiga controlado por deformação. Nota-se que a curva que o policarbonato apresenta não exibe um laço de histerese simétrico em relação à origem, devido às deformações inelásticas, que causam alívio de tensões para uma mesma deformação imposta (SURESH, 1998; MEYERS; CHAWLA, 1999).

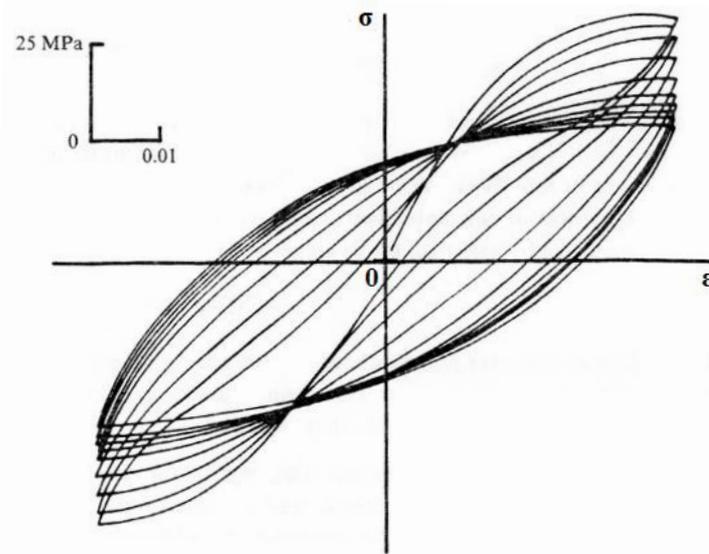


Figura 37: Curva tensão deformação de um ensaio de fadiga controlado por deformação do PC, evidenciando o amolecimento cíclico.

Fonte: RABINOWITZ; BEARDMORE (1974, apud SURESH, 1998).

Homopolímeros apresentam curvas cíclicas de tensão-deformação estáveis. Já os compósitos poliméricos podem nunca alcançar um nível estável, devido ao aumento gradativo de vários danos microscópicos na matriz, ou no reforço, ou na interface fibra/polímero (SURESH, 1998).

Assim existem os polímeros que apresentam fadiga com efeito de aquecimento e outros fadiga mecânica, mas em alguns polímeros como policarbonato, polimetacrilato de metila (PMMA) e o politereftalato de etileno (PET), pode-se se verificar a existência de ambos os tipos de fadiga atuando, com o aumento da temperatura e propagações de trincas. A interação ou ocorrência de fadiga com efeito de aquecimento ou mecânica dependerá de alguns fatores como: a amplitude de tensão, a taxa de deformação, a temperatura ambiente, a frequência de solitação, a geometria e comportamento viscoelástico. A aplicação de baixas taxas de deformação poderá reduzir ou eliminar a fadiga com efeito de aquecimento, mas pode causar o aparecimento de outros processos de deformação dependentes do tempo, como a fluência. Polímeros com baixo efeito viscoelástico, como termofixos, que apresentam pouca geração de calor, e alguns compósitos que têm seu efeito viscoelástico reduzido pela presença do reforço tendem a falhar por fadiga mecânica (HERTZBERG; MANSON; SKIBO, 1975; SURESH, 1998; KULTURAL; ERYUREK, 2007; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; ANTUNES, 2009; ANTUNES, 2012).

Em ensaios de fadiga, por controle por tensão e por deslocamento, de compósitos de PP reforçado com tecido de fibra de vidro, foi verificado que a temperatura dos corpos de prova aumentava de três diferentes modos. Ocorre um aumento mais acentuado no período de

até 5% da vida total em fadiga, seguido por um segundo modo com uma temperatura quase estabilizada devido ao balanço entre energia gerada na deformação com a dissipada. Perto da falha do material a energia liberada pela falha da matriz é alta e a temperatura sobe rapidamente atingindo as máximas registradas, sendo levemente superior nos ensaios controlados por tensão. Ferreira et al. (1999) também monitoraram o módulo elástico, verificando que este diminuía linearmente com a temperatura (FERREIRA et al., 1999).

Durante o monitoramento da variação do módulo elástico durante os ensaios cíclicos controlados por tensão deste mesmo material, observou-se que o módulo elástico apresentava uma queda acentuada durante os primeiros ciclos (até os 5% da vida do material), seguido por uma queda suave ao longo do segundo estágio (até perto da falha do material) e depois novamente apresentando uma queda acentuada perto da falha do material, acompanhando as variações de temperatura citadas anteriormente. Já nos ensaios controlados por deformação, a queda era mais acentuada não somente até os 5% mas sim até 20% da vida do material, onde, além disso, esta queda era mais acentuada do que a observada nos ensaios controlados por tensão, podendo se justificar esta diferença devido à relaxação de tensão neste período. Após este período (até 20% da vida), o comportamento de queda do módulo elástico se mostrou muito próximo aos resultados dos ensaios controlados por tensão (FERREIRA et al., 1999).

Em ensaios de fadiga controlados por tensão ( $R=0,4$ ) com compósito de PP com fibras de vidro curtas, registrando os laços de histerese do material, Pegoretti e Riccò (1999) notaram que, ao longo do ensaio, com corpos de prova com uma trinca já existente, a deformação aumentou e as inclinações dos laços diminuíram, como pode ser visto na Figura 38, devido à propagação das trincas de fadiga e ao amolecimento da matriz causada pelo aumento de temperatura.

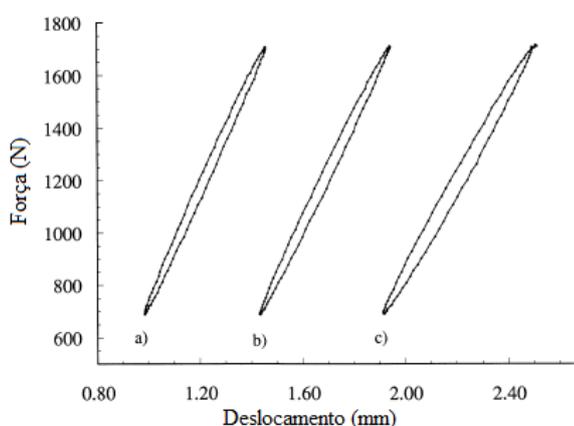


Figura 38: Ciclos de histerese registrados para um corpo de prova com entalhe de polipropileno com 10% de fibras curtas de vidro, testado a 0,1 Hz após (a) 240 ciclos, (b) 690 ciclos e (c) 870 ciclos.

Fonte: Pegoretti; Riccò, 1999.

O monitoramento da energia dissipada durante cada ciclo do ensaio (área do laço de histerese) mostrou que esta energia permanece constante durante o ensaio, aumentando somente no período de instabilidade da trinca, onde ocorre a quebra do corpo de prova. A energia dissipada durante o ensaio é linearmente relacionada à frequência do ensaio. Assim, a frequência do ensaio determina a taxa de geração de calor por histerese, onde ao se aumentar a frequência do ensaio, aumenta o calor gerado por histerese, causando o amolecimento térmico, justificando assim a queda na resistência à fadiga de materiais poliméricos. Outro fato de se aumentar a frequência de ensaio, é que se aumenta a temperatura na ponta das trincas (HERTZBERG; MANSON; SKIBO, 1975; PEGORETTI; RICCÒ, 1999).

Na Figura 39, observam-se as temperaturas medidas por infravermelho na superfície próxima à ponta da trinca dos ensaios de fadiga de corpos de prova de PP com 10% de fibras de vidro curtas ( $R=0,4$  e tensão média de 1200N), evidenciando o calor gerado pela histerese do material. A temperatura vai aumentando de modo mais suave durante a propagação da trinca e ficando mais brusco perto da fratura (PEGORETTI; RICCÒ, 1999; PEGORETTI; RICCO, 2002).

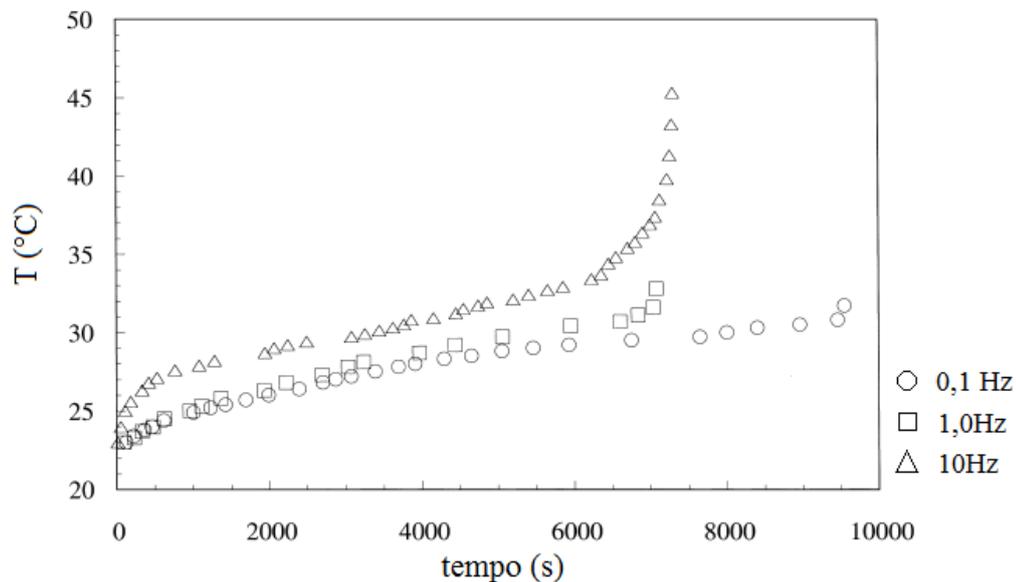


Figura 39: Temperatura na superfície perto da ponta da trinca já existente, durante os ensaios de propagação de trincas de fadiga.

Fonte: Pegoretti; Ricco, 2002.

Já ao se fixar uma frequência de ensaio, quanto maior a fração de fibras presente no compósito, menor será a energia dissipada, diminuindo o efeito da histerese, levando a um aumento menos pronunciado da temperatura (HERTZBERG; MANSON; SKIBO, 1975; PEGORETTI; RICCÒ, 1999).

Na Figura 40 e na figura Figura 41 tem-se a curva S-N de um compósito de matriz PSF (polisulfona) reforçado com diferentes composições de fibras de vidro e de carbono e, para comparação, somente o PSF. Verifica-se que ao se adicionar a fibra de vidro ou a de carbono, a tensão aplicada aumenta para um mesmo número de ciclos em relação ao PSF puro, e que ao se aumentar a porcentagem de fibras no compósito, também ocorre um aumento na vida em fadiga do material. A presença das fibras altera os campos de tensão-deformação, como o controle é de carga/tensão, descarregando a matriz e carregando as fibras, que são muito mais resistentes, diminuindo o calor gerado por histerese, contribuindo para a redução da fadiga com efeito de aquecimento, aumentando a vida do material em fadiga. O compósito com fibra de carbono mostra-se mais resistente à fadiga devido não somente apresentar uma maior rigidez das fibras perante as de vidro, o que restringe mais as deformações cíclicas no compósito, mas também por causa da sua maior condutividade térmica perante as fibras de vidro, facilitando a dissipação do calor gerado por histerese. Os ensaios com estes materiais da Figura 41 foram realizados em 5 e 20 Hz, de onde os autores notaram que nos ensaios com maior frequência, o amolecimento térmico é mais pronunciado e controla a fadiga do material, reduzindo a eficiência do reforço na matriz (SURESH, 1998; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

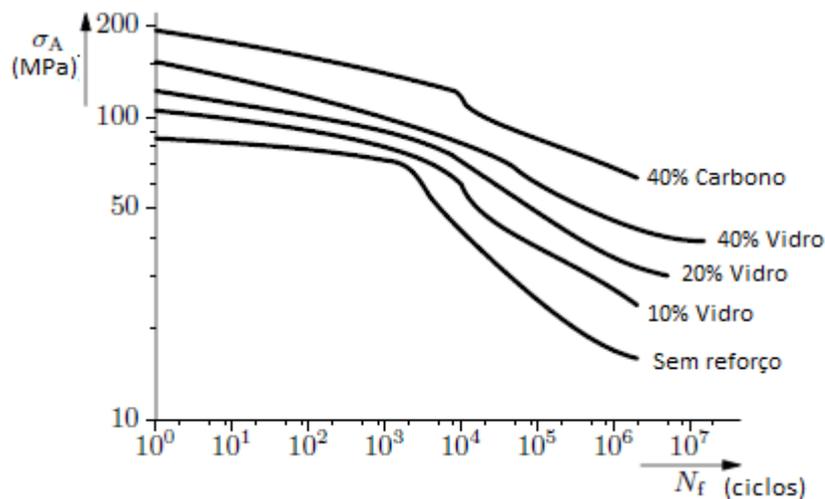


Figura 40: Efeito do reforço com fibras de vidro e carbono na curva S-N da polissulfona.  
 Fonte: CHAWLA (1998 apud ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

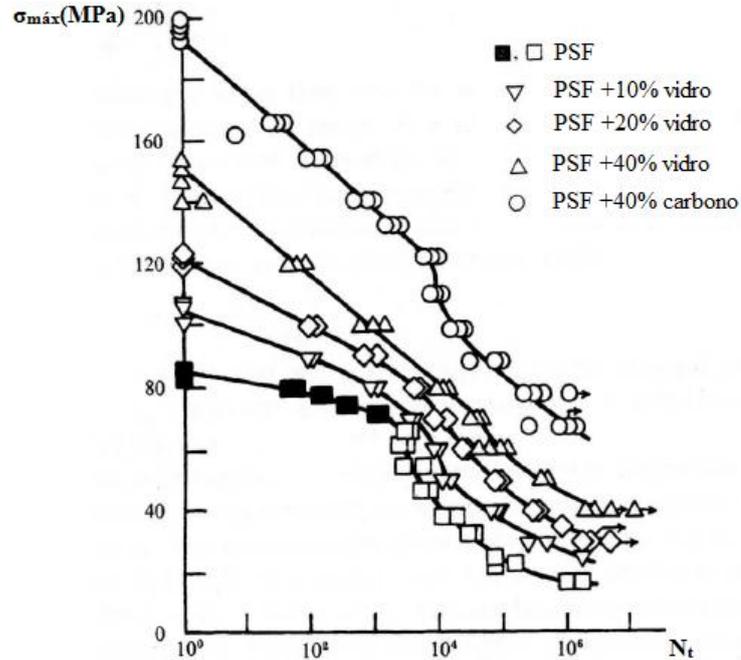


Figura 41: Curvas S-N para compósitos de polisulfona com fibra de vidro e de carbono, e somente PSF, ensaio cíclico uniaxial com  $R=0,1$ , em 5-20 Hz, em temperatura ambiente.  
 Fonte: Mandell et al (1983 apud SURESH, 1998).

Antunes (2012) estudou a influência da adição de 30% de fibra de coco e/ou 20% de talco, com 3% de PP-g-MA, na vida em fadiga do polipropileno, obtendo como resultado a Figura 42, onde se nota que todos os compósitos apresentaram uma vida em fadiga (até  $10^7$  ciclos) superior à matriz de PP. Outra constatação possível a partir da Figura 42 é que somente o PP puro apresenta um limite de resistência à fadiga. Já entre os compósitos, até  $2 \times 10^6$  ciclos, o compósito reforçado com fibras de coco e talco foi o que apresentou a maior vida, após isto, o compósito com fibra de coco é que assume a maior vida em fadiga.

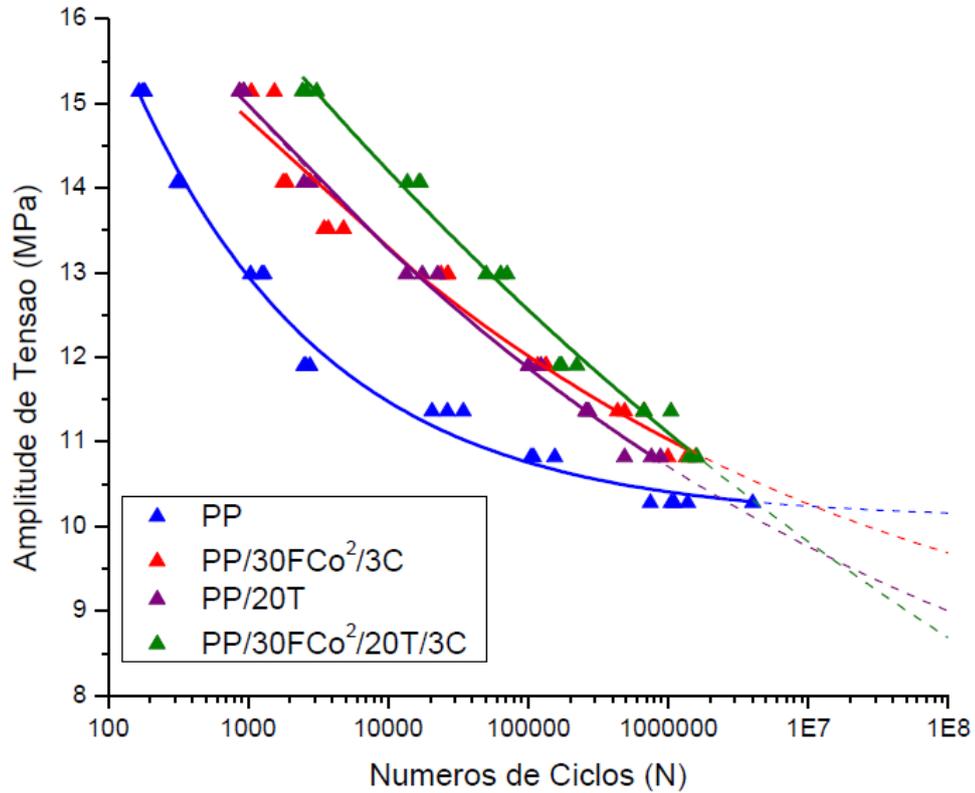


Figura 42: Curvas S-N dos 4 materiais (ensaios realizados a 3Hz).  
Fonte: Antunes, 2012.

O PP falhou por fadiga com efeito de aquecimento com a formação de pescoço e escoamento até a fratura. Já os compósitos fraturaram de maneira “frágil”, isto é, não apresentando o empescoamento, e sem deformação plástica macroscopicamente observável, como mostrado na Figura 43.

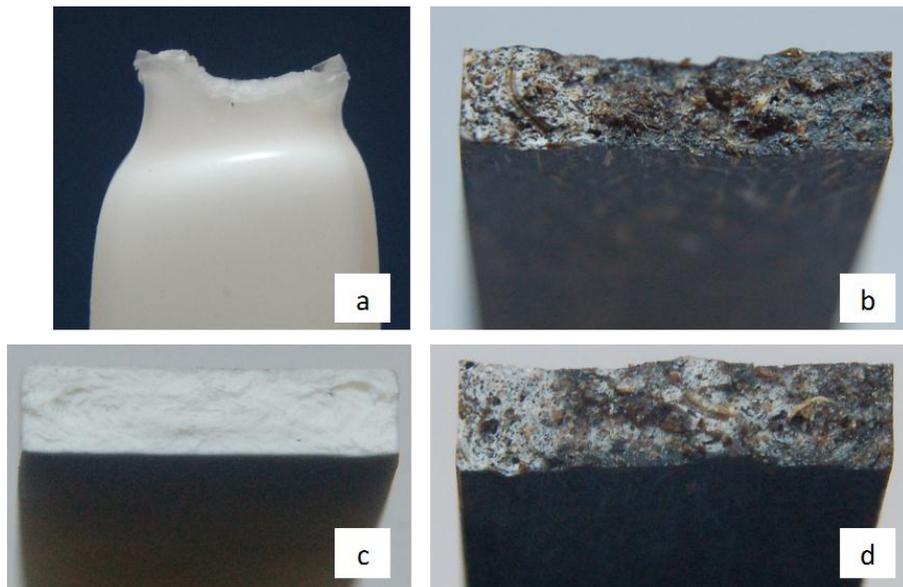


Figura 43: Superfície fraturada do: (a) PP puro, (b) PP com fibra de coco e PP-g-MA, (c) PP com talco e (d) PP com fibra de coco, PP-g-MA e talco.

Fonte: Antunes, 2012.

Para comprovar o que foi dito no parágrafo anterior, na Figura 44 pode se ver as curvas de histerese do PP puro e dos compósitos. Nota-se que as curvas de histerese do PP são as maiores perante aos compósitos, mostrando o maior calor gerado durante a sollicitação cíclica, devido ao atrito entre as macromoléculas, e somado a sua baixa condutibilidade térmica, este calor eleva a temperatura do PP levando o material a escoar. Já nos compósitos, por terem a mobilidade das macromoléculas reduzida devido à presença do reforço, as curvas de histerese são menores. Entre os compósitos a curva de histerese do PP com talco foi maior do que os outros dois que possuem fibra de coco, isto é justificado pela menor fração volumétrica de reforço (0,08), onde o comportamento da matriz é mais evidenciado. Já entre os outros dois compósitos com fibra de coco, que possuem maior fração volumétrica total de reforço, as deformações são menores e as curvas de histerese são muito próximas entre eles (ANTUNES, 2012).

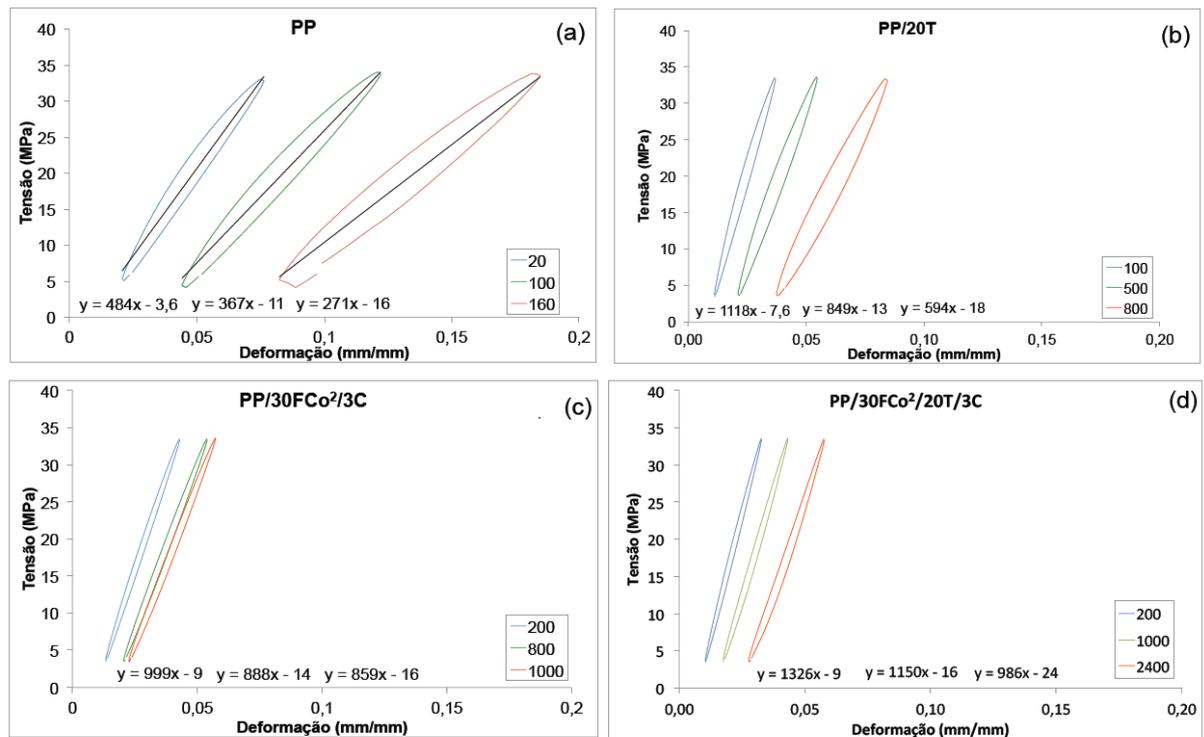


Figura 44: Curvas de histerese do (a) PP, (b) PP/30FCo/3C, (c) PP/20T e (d) P/30FCo/20T/3C, ensaiados a 15 MPa de amplitude e 3Hz de frequência.  
Fonte: Antunes, 2012.

As curvas de histerese fornecem valores de tensão e deformação, assim pode-se obter o valor dos módulos aparentes para os materiais durante os ensaios, possibilitando uma maneira de se monitorar como se comporta o módulo aparente dos materiais durante a ciclagem. O PP apresentou o menor módulo e entre os compósitos, o PP com talco, por ter seu comportamento dominado pela matriz, como dito anteriormente, teve entre os compósitos o

menor módulo aparente. Os outros dois compósitos, com a presença das fibras, apresentaram valores de módulo aparente muito semelhante (ANTUNES, 2012).

Para diminuir o efeito da fadiga com efeito de aquecimento, uma alternativa é reduzir a tensão aplicada, que irá fazer com que o calor gerado seja menor, até achar um ponto de equilíbrio em que o calor gerado é igual ao calor dissipado aumentando a vida em fadiga do polímero, que provavelmente fadigará mecanicamente (MEYERS; CHAWLA, 1999; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Pode-se, contudo, observar ou não o fenômeno da fadiga com efeito de aquecimento num termoplástico, e com maior ou menor intensidade. Se o carregamento aplicado for controlado pela deformação, a tensão diminui ao longo dos ciclos, e neste caso não se observa normalmente a fadiga com efeito de aquecimento. No entanto se o carregamento for controlado por tensão, provocará um aumento da temperatura, reduzindo a rigidez, e com isso a amplitude de deformação aumenta, e será observado o fenômeno da fadiga com efeito de aquecimento com maior intensidade (MEYERS; CHAWLA, 1999; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; ANTUNES, 2012).

Na Figura 45, tem-se a demonstração deste aumento de temperatura no poli tetrafluoretileno, que foi ensaiado em fadiga, com uma frequência de 30 Hz, em temperatura ambiente. O limite de fadiga deste material para mais de  $10^6$  ciclos é 6,5 MPa. Nota-se que conforme se aumenta a amplitude de tensão de sollicitação, a temperatura sobe rapidamente e o material falha em um número de ciclos cada vez menor. Quando se sollicita o material com uma tensão de 6,3 MPa, observa-se que o calor gerado dentro do material não é suficiente para causar fadiga com efeito de aquecimento (SURESH, 1998; MEYERS; CHAWLA, 1999).

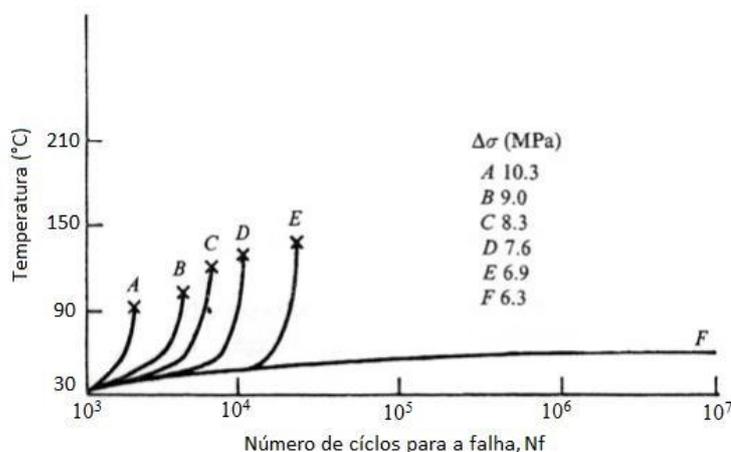


Figura 45: Efeito da amplitude de tensão aplicada na temperatura do material (PTFE).  
Fonte: RIDELL; O'TOOLE (apud SURESH, 1998 e MEYERS; CHAWLA, 1999).

Outro exemplo da influência da amplitude de tensão é o estudo de Antunes (2012), onde se percebeu que ao diminuir a amplitude de tensão dos ensaios de 15 MPa para 10 MPa, notou uma redução na histerese, levando a uma redução no calor gerado causando uma mudança no tipo de falha do PP. Segundo a autora o PP que apresentava empescoçamento e escoamento para 15 e 12 MPa de amplitude de tensões, em 10 MPa apresentou estiramento a frio.

Outro fator que influencia no tipo de fadiga do material é a frequência de carregamento: sendo baixa, isto é com um ciclo mais longo e menor taxa de deformação, há mais tempo para dissipar o calor que foi gerado, e se este tempo for longo o suficiente para que todo o calor dissipe, não ocorrerá a fadiga com efeito de aquecimento. No entanto em amplitude e em frequência de carregamento mais elevadas, principalmente além dos 10 Hz, a temperatura do material se elevará, mesmo em laboratório com ambiente controlado, pois não se terá tempo de dissipar o calor, até que o material falhe por fadiga com efeito de aquecimento. A falha provavelmente se dará no ponto do material onde ocorrer a maior temperatura, pois ao aumentar a temperatura, seu módulo de elasticidade diminui, e assim o material não suportará o carregamento aplicado. Esta influência da temperatura nos ciclos de vida do poliacetal pode ser visto na Figura 46, onde a linha cheia representa falha por fadiga mecânica e as pontilhadas por fadiga com efeito de aquecimento (HERTZBERG; MANSON; SKIBO, 1975; SURESH, 1998; MEYERS; CHAWLA, 1999; PEGORETTI; RICCÒ, 1999; KULTURAL; ERYUREK, 2007; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

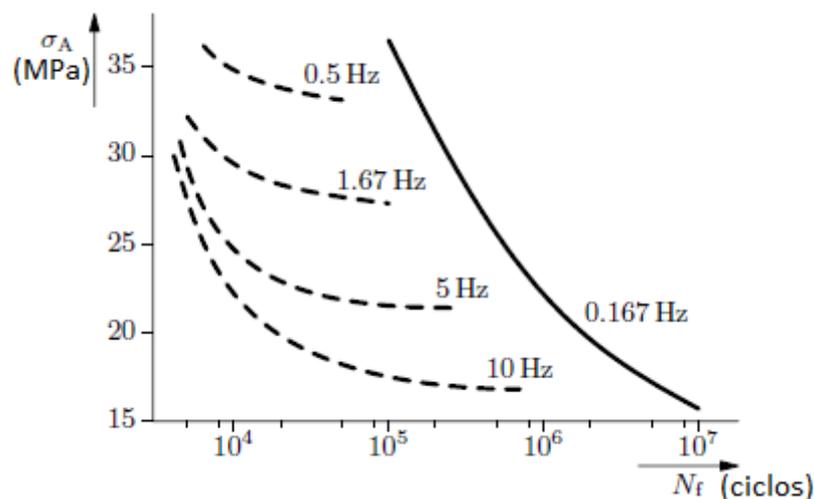


Figura 46: Influência da frequência de solicitação no poliacetal (POM).  
Fonte: MOET; AGLAN (1988 apud ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Antunes (2012) verificou que quando o PP é solicitado em menor frequência (3 Hz) apresenta vida em fadiga maior do que solicitado a maiores frequências (6Hz), passando de  $7,3 \times 10^3$  para  $3 \times 10^6$  ciclos num carregamento de amplitude de aproximadamente 10 MPa, que justificou pelo fato de, em menor frequência, haver um tempo maior para a dissipação do calor gerado por histerese. A diferença entre as curvas pode ser vista na Figura 47. O mesmo efeito foi verificado também para os compósitos de PP com fibra de coco e de PP com fibra de coco e talco (Figura 48).

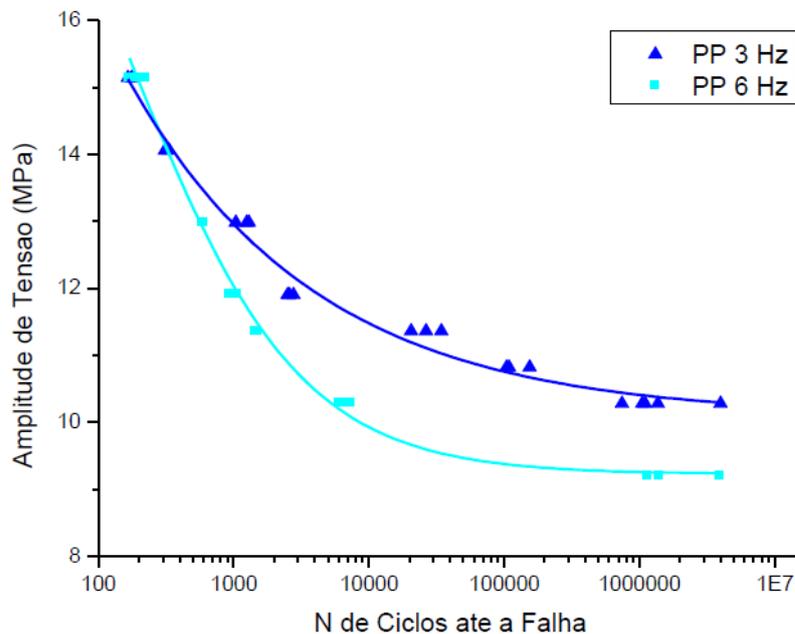


Figura 47: Duas curvas S-N para o PP, obtidas em frequências de ensaio de 3Hz e 6Hz.  
Fonte: Antunes, 2012.

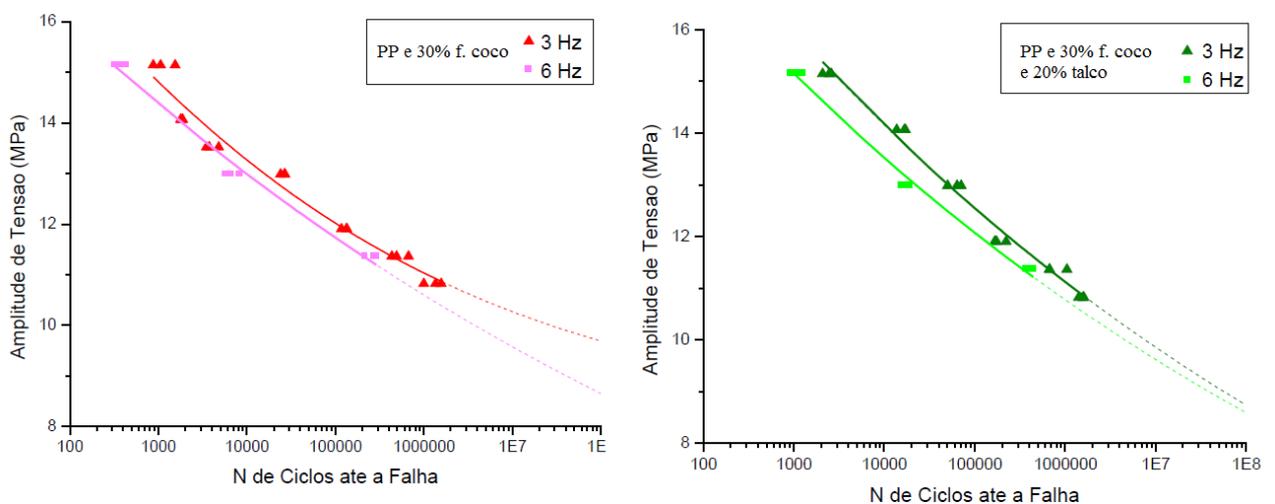


Figura 48: Curvas S-N para o dois compósitos, obtidas em frequências de ensaio de 3 Hz e 6 Hz.  
Fonte: Antunes, 2012.

A geometria do corpo também influencia a ocorrência ou não da fadiga com efeito de aquecimento em ensaios cíclicos, já que esta facilitará ou não a dissipação do calor gerado por

histerese. Quanto mais fino o material, maior será a dissipação do calor gerado para o ambiente, aumentando a vida em fadiga, não sendo assim uma característica intrínseca do material. Caso ocorra um aquecimento externo ao material polimérico, não devido ao carregamento cíclico, também haverá uma redução na sua vida em fadiga (SURESH, 1998; MEYERS; CHAWLA, 1999; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Outro fator que influencia na vida em fadiga do compósito é a taxa de deformação, que muda ao se mudar a frequência de solicitação imposta ao material. Em materiais viscoelásticos, mudanças na taxa de deformação irão causar mudanças na rigidez do material e na tensão de escoamento, já que quanto maior a taxa de deformação aplicada, mais o material se comportará como sólido elástico e menor será o comportamento viscoso. Soma-se a essas mudanças que ao se mudar a frequência do ensaio, além de mudar a taxa de deformação, muda o tempo e o número de aplicações do carregamento por unidade de tempo afetando o intervalo de tempo disponível para ocorrer a dissipação do calor gerado por histerese. Assim materiais poliméricos sujeitos a ensaios cíclicos com altas taxas de deformação, mesmo apresentando um menor efeito viscoso, possuem menor tempo entre ciclos para liberar o calor gerado, podendo então acontecer da taxa de liberação de calor ser menor que a taxa de geração, que causará um amolecimento térmico mais evidenciado no material. (HERTZBERG; MANSON; SKIBO, 1975; MEYERS; CHAWLA, 1999).

Com base nisso, Hertzberg, Manson, Skibo (1975), realizaram ensaios na mesma frequência, mudando a forma de aplicação da tensão para corpos de prova (com a presença de uma trinca) de policarbonato (PC), de polimetacrilato de metila (PMMA) e de poliuretano vinílico. Contudo cada forma de onda tem um tempo de aplicação de tensão, então eles separaram o efeito da taxa do carregamento e o tempo da tensão aplicada. Na onda em formato de dente de serra e na onda em formato triangular, que apresentam o mesmo tempo de aplicação da carga, porém diferentes taxas de carregamento, o PMMA apresentou a mesma taxa de propagação de trinca. Já a onda quadrada, que tem a mesma taxa de aplicação de carga da onda de dente de serra, mas o dobro de tempo de aplicação de carga, o PMMA resultou uma taxa de propagação de trinca duas vezes maior, devido ao efeito da componente viscosa que controla a fadiga deste material. O poliuretano vinílico apresentou um efeito benéfico nas maiores taxas de carregamento, pelo enrijecimento e fortalecimento do material viscoelástico, que diminui as deformações plásticas por unidade de tensão. O policarbonato apresentou um comportamento entre o PMMA e o poliuretano vinílico.

Hertzberg, Manson e Skibo (1975) concluíram que o comportamento de fadiga se dá pela competição entre efeitos de taxa de deformação e da fluência, sendo que a taxa total de

propagação de trincas em materiais poliméricos é governada pela soma de dois fatores, um devido a fadiga mecânica que causa danos e trincas e o outro pela fluência viscoelástica que depende do tempo de aplicação da carga.

Pegoretti e Riccò (1999) verificaram que em baixas frequências (0,1 e 1,0 Hz), o crescimento de trinca é predominantemente devido ao processo de fluência viscoelástica e a velocidade da propagação da trinca é quase independente da frequência. Este efeito foi muito mais evidente para os compósitos com menor fração de fibras ensaiados por longo tempo em baixa frequência, por exemplo, no compósito de polipropileno com 10% em peso de fibra de vidro, testado a 0,1Hz, o efeito da fluência viscoelástica foi 140 vezes maior do que da fadiga mecânica. Em baixas frequências, o número de ciclos é menor por unidade de tempo, assim o tempo sobre carregamento é maior durante cada aplicação da tensão, dando mais tempo para ocorrer as mudanças conformacionais, justificando a maior parcela devido ao efeito da fluência viscoelástica. Além disso, quando se tem maior quantidade de fibras no material, a velocidade de propagação da trinca diminui, pois a fibra reduz a parcela da fadiga por fluência viscoelástica, pois as fibras restringem o movimento da matriz e também podendo dificultar o crescimento da trinca (PEGORETTI; RICCÒ, 1999; PEGORETTI; RICCO, 2002).

Quando Hertzberg, Manson, Skibo (1975) se referem à fluência viscoelástica, e Pegoretti e Riccò (1999) em estudo semelhante também citam a parcela de fluência viscoelástica na fadiga onde comentam que para 10 Hz de frequência de ensaio a parcela da fluência viscoelástica aumenta devido ao amolecimento da matriz causado pelo calor originado na histerese, esses autores estão na verdade se referindo a fadiga com efeito de aquecimento, causada pela componente viscosa do material, isto é pelas mudanças conformacionais das macromoléculas, que dependendo do tempo de aplicação da carga será mais ou menos pronunciado, gerando um maior ou menor aquecimento interno, reduzindo a resistência do material.

A influência da efetiva adesão entre matriz/reforço para compósitos de termoplásticos já é bem conhecida para ensaios monotônicos, porém pouco estudada para ensaios de longa duração. Cruz e Souza (2006) verificaram que o simples fato de se reforçar uma matriz de PP com fibra de vidro picada aumentava a tensão suportada pelo material durante a fadiga, porém levava o material à falha em um número de ciclos menor que o PP puro, devido às fibras de vidro atuarem como concentradores de tensão, favorecendo o início de trincas. Já nos compósitos compatibilizados com PP-g-MA, um aumento na concentração de agente compatibilizante aumenta o grau de compatibilização entre fibra-polímero, melhorando a

eficiência da transferência de carga, reduzindo o número de danos no material, e aumentando a vida em fadiga mecânica (CRUZ; SOUZA, 2006).

Yang, Qiao e Wolcott (2010) compararam a vida em fadiga por flexão de dois compósitos de PP com (1%) de talco e 58(%) de pó de madeira, um sem agente compatibilizante e outro com o compatibilizante polipropileno enxertado com anidrido maleico (PP-g-MA), de onde verificaram que o compósito com PP-g-MA apresentou uma melhora na vida em fadiga e um melhor índice de reprodutibilidade devido a melhora da ligação interfacial entre reforço e matriz.

Outra constatação de Cruz e Souza (2006) foi que ao se adicionar o PP-g-MA, gerando menos danos interfaciais, reduz-se o atrito interfacial do polímero com as fibras, verificado pela queda do módulo de perda ( $E''$ ) (relacionado ao comportamento viscoso da matriz) e redução do amortecimento mecânico ( $\tan \delta$ ) (refere-se a razão entre a energia dissipada e a energia potencial máxima armazenada, para cada ciclo de sollicitação) ao se aumentar a concentração do agente compatibilizante. Esta propriedade de amortecimento mecânico ( $\tan \delta$ ) também se mostrou inversamente proporcional ao número de ciclos para a falha, em função do aumento do grau de compatibilização entre fibra/matriz.

Pegoretti e Riccò (1999) verificaram que ao se aumentar a fração em peso de fibras de vidro no compósito de matriz de PP, o valor de  $\tan \delta$  diminuiu, diminuindo a dissipação de energia. A tangente de perda diminuiu ao se aumentar a frequência de 0,1 para 10 Hz, mostrando que a frequência influencia no comportamento da dissipação em compósitos de PP com fibras de vidro.

Caranti, Bonse e Costa (2011), variaram a porcentagem de massa de fibras de bambu (20% e 40%), e de PP-g-MA (1% e 4%) em matriz de PP, verificando a influência na fadiga do compósito. As composições foram ensaiadas com uma força máxima de tração constante de 1400N, garantindo que os ensaios ficassem na região elástica do material. Os autores notaram que a composição de 40% de fibra de bambu e 4% de agente compatibilizante foi a que mostrou a melhor resistência à fadiga, mostrando uma melhora ao se aumentar a quantidade de fibras e de agente compatibilizante.

Antunes (2009) e Bettini, Antunes e Magnabosco (2011) estudaram o comportamento da vida em fadiga para polipropileno puro, e compósitos de matriz polipropileno reforçado com 30% de fibra de coco, sem agente compatibilizante e com 6% de agente compatibilizante (PP-g-MA), obtendo curvas S-N demonstradas na Figura 49. Os ensaios de fadiga uniaxial foram realizados a uma frequência de 6 Hz e foram controlados por tensão, com uma razão de tensões  $R \sim 0$ .

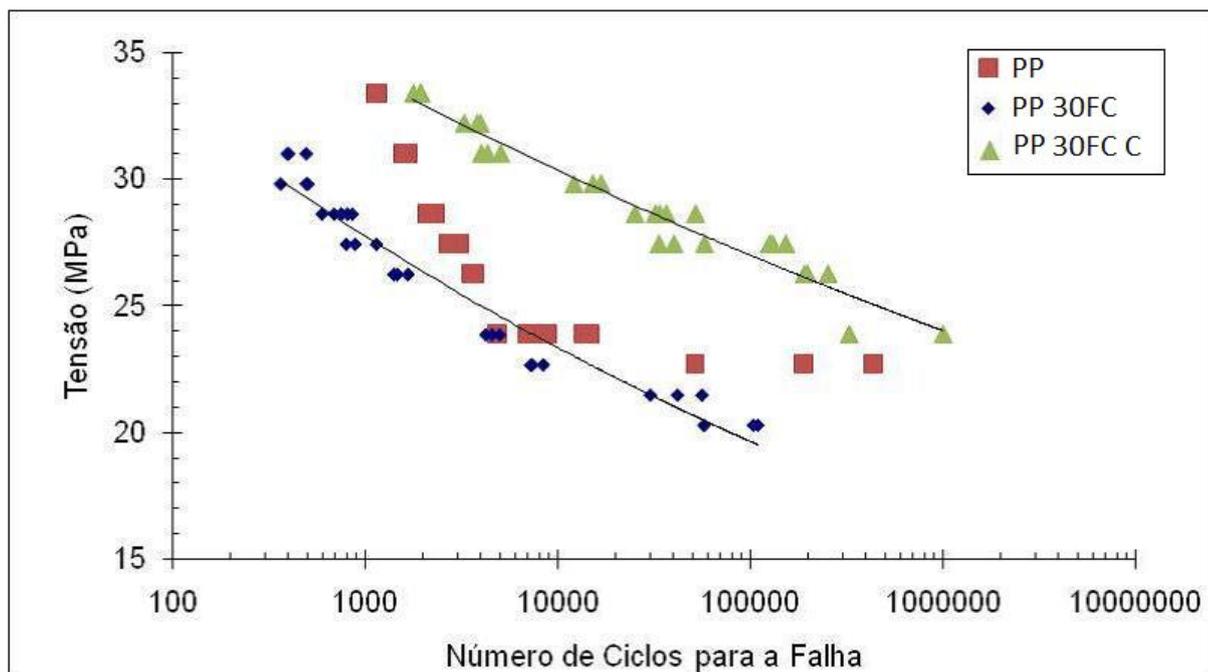


Figura 49: Curvas S-N do estudo do PP, PP 30FC e PP 30FC C.  
 Fonte: Antunes, 2009; Bettini, Antunes e Magnabosco, 2011.

Antunes (2009) e Bettini, Antunes e Magnabosco (2011) verificaram que a adição da fibra de coco ao PP reduziu a vida em fadiga se comparada ao PP puro, e que o compósito compatibilizado, em uma mesma amplitude de tensão apresentou mais ciclos antes da fratura do que o PP puro e o compósito não compatibilizado. Verificou-se que o PP puro falhava por escoar e não por fraturar em amplitude de tensão mais alta. Já para a mínima tensão ensaiada o PP, além de escoar, rompeu, pois o calor gerado é menor. Isto indica que para níveis de tensão mais alta o principal mecanismo de falha é a fadiga com efeito de aquecimento e para baixas tensões pode se observar também a fadiga mecânica. Esta mudança de tipos de fadiga pode ser observada pela inflexão da curva do PP puro na Figura 49, onde uma pequena variação na tensão leva a um grande aumento no número de ciclos para o material falhar.

Já para os compósitos de fibra de coco verificou-se que o principal mecanismo de falha foi de fadiga mecânica, pois as cadeias poliméricas perderam mobilidade devido à presença das fibras, diminuindo a geração de calor por histerese. Os dois materiais fraturados podem ser vistos na Figura 50, mostrando o PP puro que falhou por fadiga com efeito de aquecimento e o compósito que falhou por fadiga mecânica.



Figura 50: Comparação dos tipos de falha do PP puro (fadiga com efeito de aquecimento) e o compósito de fibra de coco (fadiga mecânica).

Fonte: Antunes, 2012.

Análises de fractografia por MEV mostram a existência de deformação plástica principalmente nas regiões de interface fibra-matriz, como mostrado na Figura 51, que podem ter sido causados por descolamentos das fibras nos compósito. Também se observou, nas superfícies fraturadas do compósito compatibilizado, fraturas sem a presença de deformação plástica na matriz como pode ser visto na Figura 52, onde as fibras romperam rente à matriz devido à melhora da adesão das fibras na matriz, justificando assim a melhor vida em fadiga do compósito compatibilizado do que o PP puro e o compósito não compatibilizado (ANTUNES, 2009; BETTINI; ANTUNES; MAGNABOSCO, 2011).

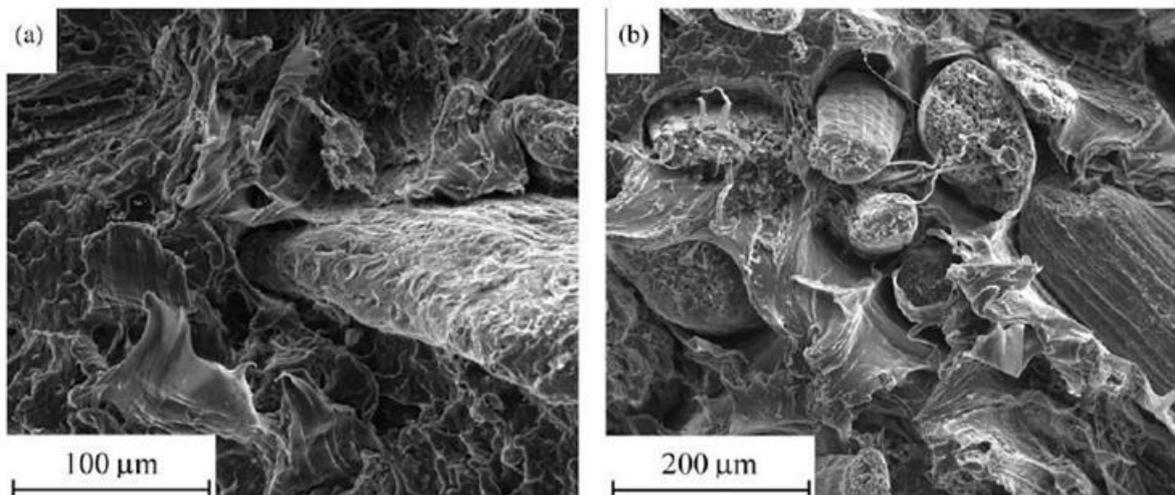


Figura 51: Micrografia de MEV das superfícies fraturas de fadiga mostrando a deformação plástica (a) compósito compatibilizado e (b) compósito não compatibilizado.

Fonte: Antunes, 2009; Bettini, Antunes e Magnabosco, 2011.

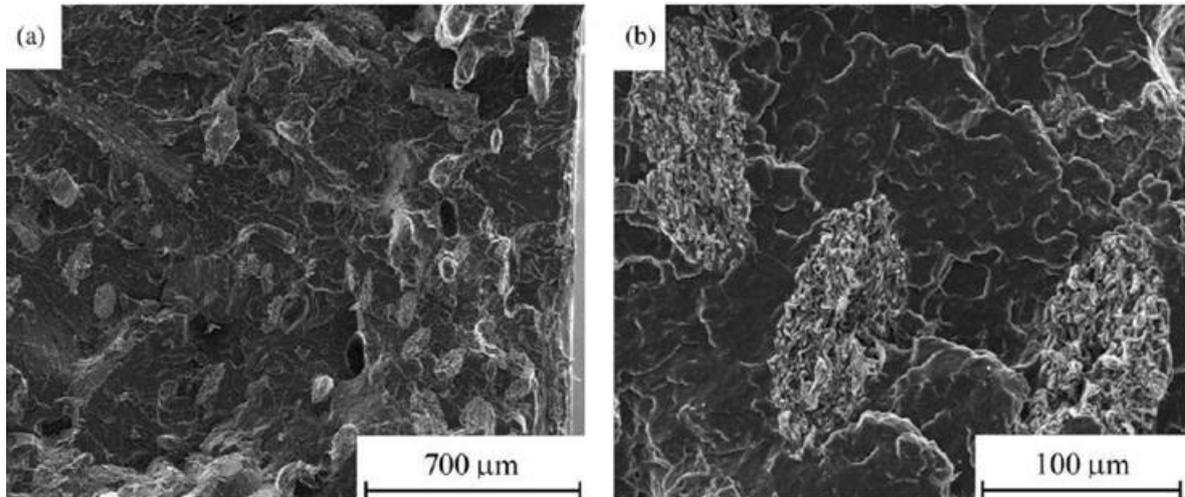


Figura 52: Micrografia em MEV do compósito de fibra de coco compatibilizado, mostrando a fratura sem deformação plástica na matriz.

Fonte: Antunes, 2009; Bettini, Antunes e Magnabosco (2011).

Também se verificou a presença de mecanismos térmicos de falha, pois houve microfusão nos compósitos em carregamentos mais altos (31MPa) (Figura 53 (a)) e nas regiões próximas da interface matriz/fibra (Figura 53 (b)), especialmente para os compósitos não compatibilizados. Nessas regiões da interface acontece mais intensamente o atrito entre fibra e a matriz, conseqüentemente gerando mais calor (ANTUNES, 2009; BETTINI; ANTUNES; MAGNABOSCO, 2011).

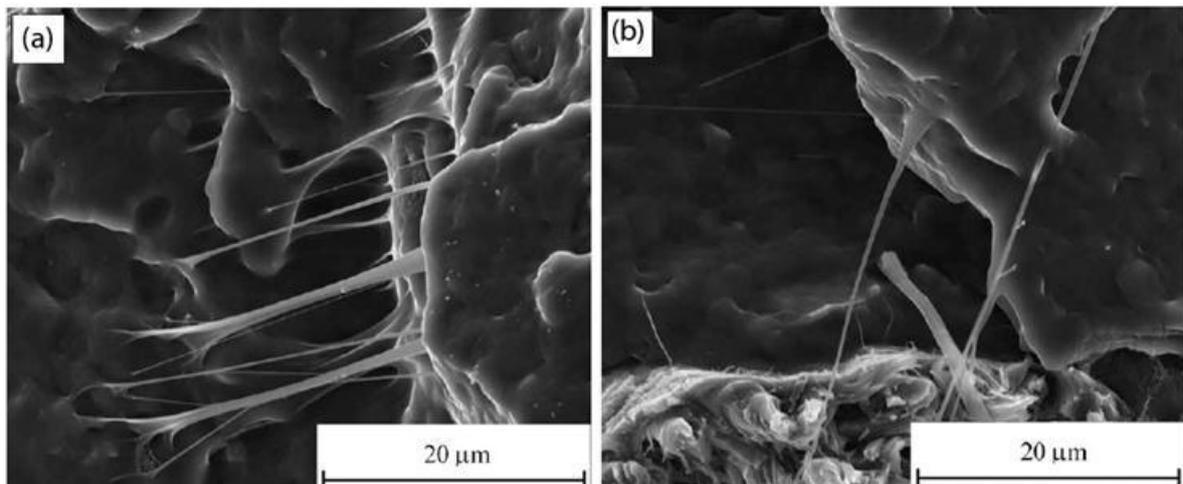


Figura 53: Micrografia de MEV das superfícies fraturas nos ensaios de fadiga do compósito compatibilizado mostrando (a) a microfusão na matriz e (b) a microfusão perto da fibra.

Fonte: Antunes, 2009; Bettini, Antunes e Magnabosco, 2011.

Moraes (2010) comparou 4 diferentes composições de polipropileno reforçado com fibra de coco (20% ou 40% em massa), com o agente compatibilizante PP-g-MA (4% ou 8% em massa), solicitando-as em fadiga por tração uniaxial, com uma razão de carregamento de  $R \sim 0$ , obtendo-se as curvas da Figura 54. Verificou-se que a diferença na vida em fadiga é

causada pela porcentagem de fibra de coco e não pelo conteúdo de agente compatibilizante, pois ao se aumentar porcentagem de agente compatibilizante, mantendo a concentração de fibra de coco, não se observou uma mudança significativa na curva S-N, o que demonstra que a presença de apenas 4% de compatibilizante é suficiente para garantir resistência à fadiga. Já quando se aumentou a porcentagem de fibra de coco de 20% para 40%, a vida em fadiga do compósito, para um mesmo nível de tensão, aumentou, ou seja, para uma mesma vida, o material resiste a uma maior tensão.

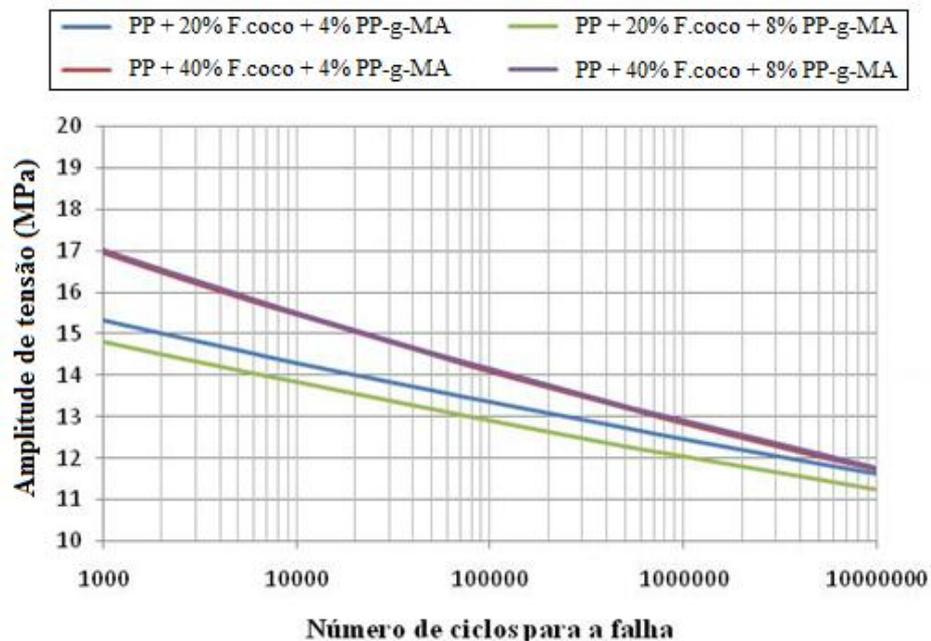


Figura 54: Curva SxN para as 4 diferentes composições.  
Fonte: Moraes, 2010.

Na Figura 55 (a), verifica-se o comportamento da composição com 40% de fibra de coco com 4% de PP-g-MA fraturado por fadiga; pode se ver claramente as fibras totalmente aderidas e que romperam junto do polipropileno, algumas fibras que não foram bem aderidas e uma fibra rasgada. Diferente da composição com 20% de fibra de coco e 4% de PP-g-MA, Figura 55 (b), não se observou micro fusão nesta composição, pelo fato do movimento estar mais restrito devido ao aumento da porcentagem de fibra de coco (MORAES, 2010).

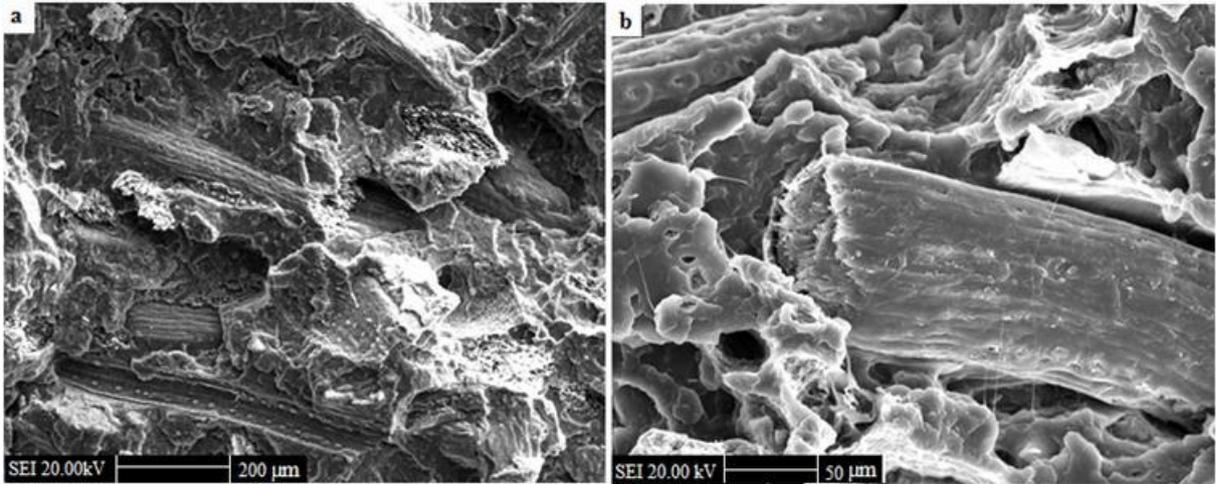


Figura 55: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova (PP+40%FC+4%C) (a) ensaiado a uma tensão de 13,40 MPa. (b) Fibra de coco rompida e micro fusão na matriz. Fonte: Moraes, 2010.

Com base nas informações aqui pesquisadas, sobre os dois diferentes tipos de fadiga que podem atuar no compósito polimérico, e dos fatores que influenciam no tipo e na vida em fadiga deste tipo de material. Somado com a preocupação de ocorrer à fratura nas aplicações de polímeros e compósitos, sendo um dos principais geradores de falhas a fadiga causada por carregamentos cíclicos, decidiu-se por estudar as características em fadiga do polipropileno reforçado com fibra de coco, principalmente a influência da frequência de solitação.

## 5 METODOLOGIA

Neste trabalho optou-se por estudar a influência da frequência de carregamento no compósito PP-fibra de coco que apresentou melhor comportamento mecânico monotônico e cíclico, isto é melhor resistência à tração e maior vida em fadiga uniaxial, em estudos anteriores (BICUDO et al., 2007; ANTUNES, 2009; MORAES, 2010). A composição é de ~56% de polipropileno, 40% de fibra de coco, 4 % de polipropileno enxertado com anidrido maleico, sendo todos esses valores em referência a massa do compósito, e reestabilizados termicamente com Irgafos 168 e Irganox 1010.

### 5.1 Materiais

O polipropileno em grânulos utilizado para fazer o compósito foi fornecido pela empresa Quattor, sob o código PP HP 550K, apresentando um índice de fluidez de 3,8 g/10min do lote M56649. O agente compatibilizante adicionado ao compósito foi o polipropileno enxertado com anidrido maleico (PP-g-MA), fornecido pela empresa Crompton-Uniroyal Chemical com o código Polybond<sup>®</sup> 3200 (índice de fluidez de 110g/10min a 190°C e 2,16 kg) do lote AW8EA19Y000. Utilizou-se na composição os antioxidantes Irganos 68 e Irgafos 1010. A fibra de coco foi doada pelo projeto coco verde (Rio de Janeiro/RJ), in natura, sem nenhum tratamento químico prévio, com comprimento variando entre 12 a 14 cm. Após a moagem (ou cominuição) em um moinho de facas chamado “Desintegrador e Picador de forragem”, modelo DPC-4 da Metalúgica Braspec Ltda., o tamanho médio das fibras de coco obtido foi de 1,0 cm.

### 5.2 Métodos

#### 5.2.1 Extrusão

Para a realização da extrusão, as fibras foram mantidas inicialmente em estufa por no mínimo 4 horas a 70°C. Todos os elementos do compósito foram separados e pesados em uma balança digital de precisão de 0,001g. Em um misturador Powdermix tipo “Y” foi feita a pré-mistura do polipropileno (PP) junto com as fibras de coco, o polipropileno enxertado com anidrido maleico (PP-g-MA), e o antioxidante e estabilizantes térmicos (0,2% de Irganox 1010 e o 0,4% Irgafos 168), durante 5 minutos.

Esta pré-mistura foi mantida na estufa por no mínimo 4 horas a 70°C antes do processamento na extrusora HAAKE Rheomix PTW 16 OS, de dupla rosca co-rotacional (diâmetro -  $D=16$  mm e razão comprimento sobre diâmetro -  $L/D=25$ ), utilizando rotação de 200 rpm e temperaturas nas zonas da rosca de 180°C, 185°C, 185 °C, 190°C, 185°C, 180°C. O material não alimentado na extrusora era mantido na mesma estufa a 70°C, evitando absorção de umidade. A condição de processamento foi estabelecida em trabalhos anteriores do grupo de estudo (BICUDO et al., 2007; ANTUNES, 2009; MORAES, 2010). Após a extrusão o cordão de material foi esfriado ao ar e depois picotado na forma de grãos de comprimento de aproximadamente 3mm por um picotador elétrico.

### 5.2.2 Injeção

Antes da injeção, os grãos dos materiais extrudados foram mantidos em estufa por 4 horas a 80° C, para ser retirada a umidade. A injeção dos corpos de prova foi realizada na Injetora Battenfeld HB 60/350.

Para os corpos de prova utilizados nos ensaios monotônicos de tração e flexão, e fadiga por tração, utilizaram-se temperaturas ajustada no bico da injetora (zona 0,1) de 190°C, e 175°C, 180°C e 180°C nas zonas 1, 2 e 3 respectivamente (Figura 56), com uma vazão de 30 cm<sup>3</sup>/min; a temperatura do molde foi de 60°C, e foi utilizada uma pressão de recalque de 640 bar, ou de 80% da pressão de injeção (800 bar); o tempo de resfriamento no molde foi de 30 segundos.

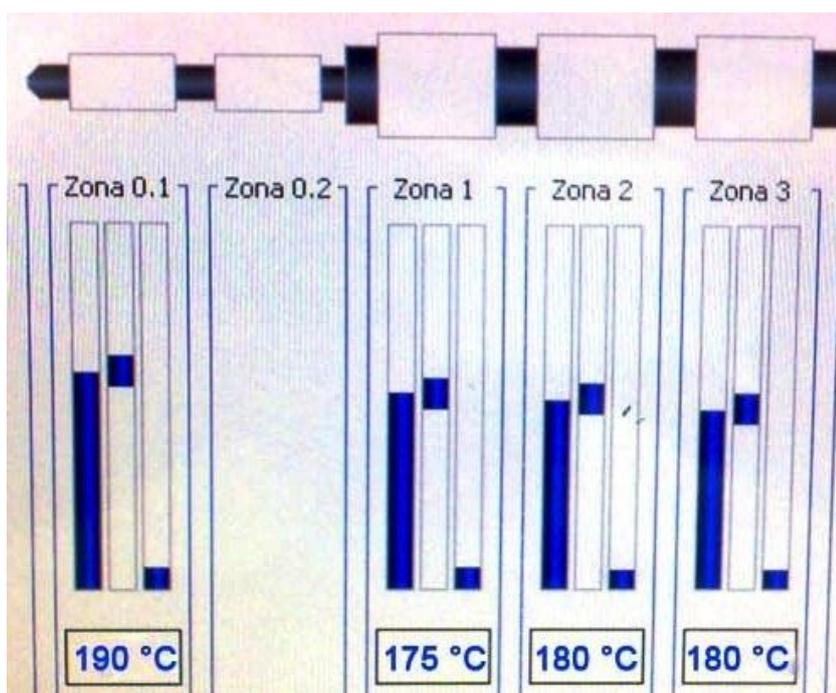


Figura 56: Esquema representativo das temperaturas nas zonas 1, 2 e 3 e no bico (zona 0,1).  
Fonte: Autor, 2013.

Para a injeção do corpo de prova para ensaios de fadiga por flexão, foram utilizadas praticamente as mesmas condições anteriores, alterando a temperatura do molde para 50°C, além de se utilizar uma pressão de recalque de 560 bar, ou de 80% da pressão de injeção (700 bar); o tempo de resfriamento foi mantido em 30 segundos.

Após a injeção, os corpos de prova foram mantidos a 23° C (+/- 2%) e umidade relativa de 50% (+/- 1%) por no mínimo 48 horas e só foram retirados da caixa antes da execução dos ensaios de tração, flexão e fadiga. Assim evita-se influência da temperatura e umidade do corpo de prova nos resultados das propriedades mecânicas, já que este tipo de material apresenta sensibilidade a estas condições ambientais.

### 5.2.3 Ensaios mecânicos monotônicos.

#### 5.2.3.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em uma Máquina Universal Instron 5567, eletromecânica e de capacidade nominal 30 kN, seguindo a norma ASTM D638 (2008): velocidade do travessão de 5 mm/min, temperatura de 22 ±1 °C e umidade relativa = 50%. Utilizou-se um extensômetro de comprimento inicial de 50 mm para a medição dos deslocamentos durante o ensaio. Realizaram-se 5 ensaios com o objetivo de se determinar os valores do módulo de elasticidade na tração, limite de escoamento, resistência à tração e porcentagem de alongamento na ruptura. A Figura 57 mostra a realização de um ensaio de tração na Máquina Universal Instron.

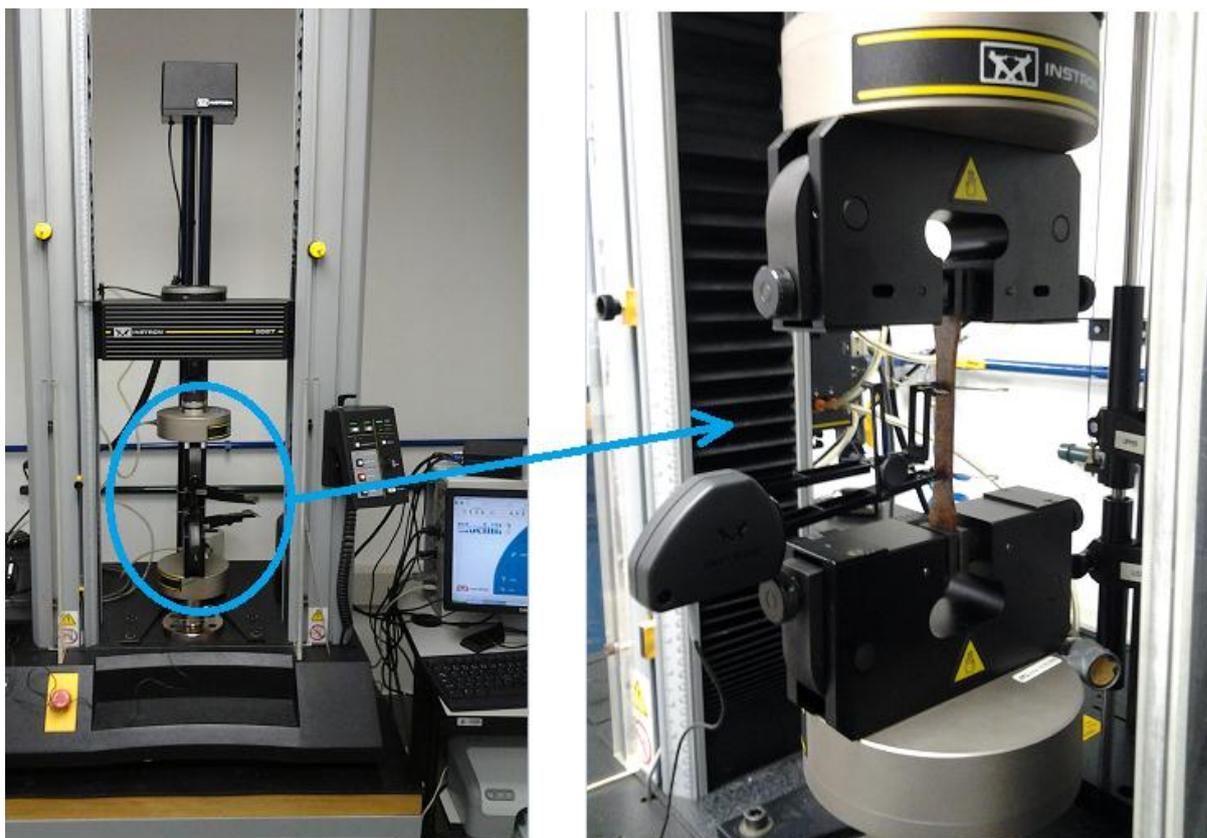


Figura 57: Corpo de prova sendo ensaiado em tração.

Fonte: Autor, 2013.

Os corpos de prova rompidos após os ensaios foram metalizados com Au e depois foi realizada a fractografia das superfícies de fratura no microscópio eletrônico de varredura (MEV) CamScan CS 3200 LV.

#### 5.2.3.2 Ensaio de flexão

Os ensaios de flexão em três pontos também foram realizados na Máquina Universal Instron 5567, seguindo a norma ASTM D790 (2010): velocidade de deslocamento de 1,3 mm/min, distância entre pontos de apoio de 50 mm, temperatura de 23°C e umidade relativa = 50%. Realizaram-se 5 ensaios a fim de se determinar as medidas de módulo de elasticidade na flexão, e o limite de escoamento. O aparato experimental é mostrado na Figura 58.

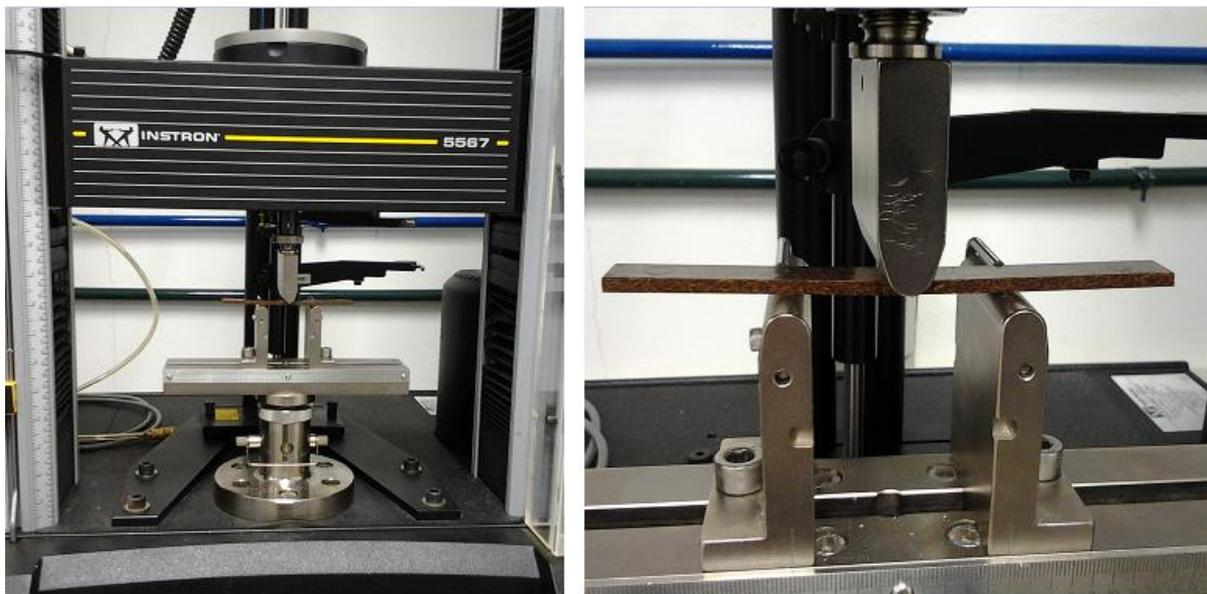


Figura 58: Corpo de prova sendo ensaiado em flexão em 3 pontos.  
Fonte: Autor, 2013.

#### 5.2.4 Ensaio cíclico de flexão alternada

Os ensaios cíclicos de flexão alternada foram realizados na máquina de ensaio desenvolvida para este trabalho e mostrada no anexo C, sob controle por deformação, de modo que a deformação máxima fosse numericamente igual à deformação mínima, porém com sinal oposto (ciclo totalmente reverso), apresentando uma amplitude de deformação simétrica em relação ao nível de deformação zero, isto é, com uma razão de deformação de  $R_{\epsilon} = -1$ . O uso de ciclos totalmente reversos minimiza os efeitos de uma possível fluência no material. O corpo de prova utilizado nestes ensaios foi o desenvolvido especificamente para este trabalho (mostrado no anexo A) e foram ensaiados em temperatura ambiente de  $22^{\circ}\text{C}$ . Durante os ensaios variou-se o deslocamento imposto (flecha na flexão), e a frequência dos ensaios. Utilizou-se um contador microprocessador NC400-6 para a contagem dos ciclos, um sensor de proximidade NL12-1104-NDC e uma chave de segurança que desarma o motor no momento em que o corpo de prova rompe, como mostrado no anexo C, para saber o exato número de ciclos da falha. A variação do deslocamento aplicado é feita por meio de duas engrenagens que permitem esta regulagem, como pode ser visto na Figura 59, e é ajustada por auxílio de um gabarito. O deslocamento é medido no ponto de fixação com a biela, isto é, no ponto onde o deslocamento é imposto ao corpo de prova, que está localizado no centro dos dois parafusos, na extremidade do corpo de prova.



Figura 59: Mecanismo de variação do deslocamento imposto ao corpo de prova.  
Fonte: Autor, 2013.

Com o auxílio das simulações numéricas, como mostrado no anexo D, foram realizadas simulações com diferentes deslocamentos impostos ao corpo de prova, a fim de se levantar as curvas de deformação máxima por deslocamento e de tensão máxima de von Mises por deslocamento, que podem ser vistas na Figura 60 e na Figura 61, que servem para guiar a realização dos ensaio e possibilitar a construção das curvas  $\epsilon$ -N.

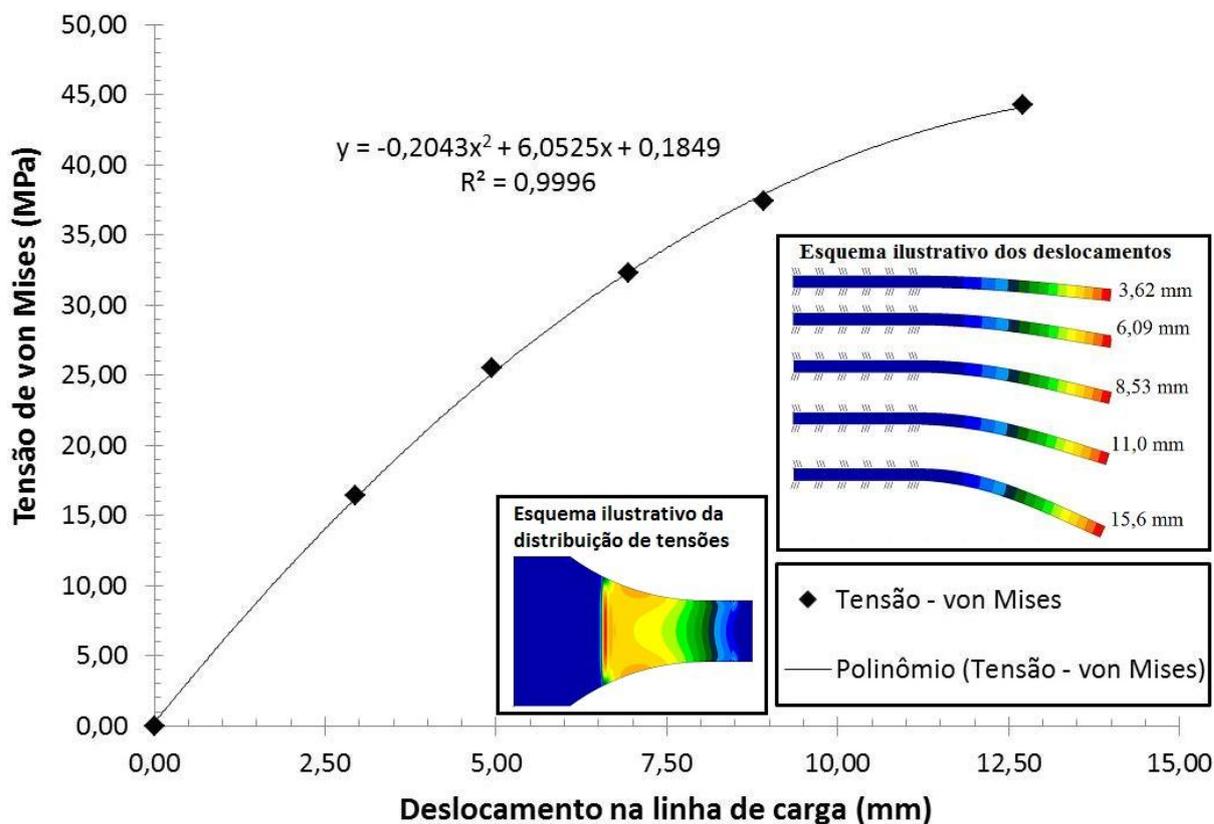


Figura 60: Curva levantada a partir dos resultados das simulações numéricas da tensão máxima de von Mises por deslocamento imposto no corpo de prova.

Fonte: Autor, 2013.

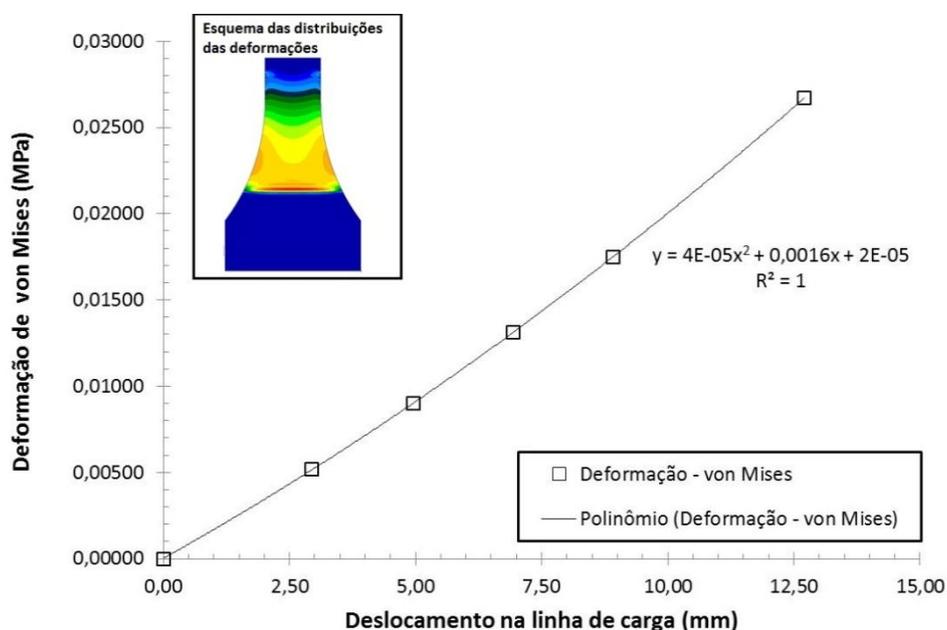


Figura 61: Curva levantada a partir dos resultados das simulações numéricas da deformação máxima por deslocamento imposto no corpo de prova.

Fonte: Autor, 2013.

Realizaram-se ao menos 3 repetições para cada deslocamento imposto e para cada uma das frequências de ensaio (5, 10, 15, 20, 25, 30 e 35 Hz), visando a construção das curvas de

amplitude de deslocamento por número de ciclos e de amplitude de deformação por número de ciclos. A fim de verificar a influência do aquecimento do corpo de prova durante os ensaios cíclicos na resistência mecânica, já que o material é sensível à temperatura, optou-se por utilizar uma mangueira perfurada para realizar um resfriamento forçado com ar comprimido, em ensaios realizados na maior frequência (35 Hz), obtendo-se portanto dois tipos de resultado quando esta frequência foi empregada: ensaios com e sem refrigeração forçada. O dispositivo de resfriamento utilizado pode ser visto na Figura 62. A temperatura do corpo de prova foi medida por um pirômetro a infravermelho na região de máxima deformação antes do aparecimento de uma trinca visível, ao longo de alguns ensaios escolhidos.



Figura 62: Resfriamento do corpo de prova.  
Fonte: Autor, 2013.

Para os ensaios com deslocamento (flecha) de  $\pm 7,0$  mm, dos 3 ensaios a 15 Hz, um foi interrompido e depois continuado, porém não se notou diferença no número de ciclos para a ruptura. Já os ensaios refrigerados tiveram que ser interrompidos em 50% da vida e depois continuados, pois eram ensaios de longa duração (~55 horas) e a linha de ar comprimido disponível no laboratório não funciona após as 23:00 horas; contudo isso não causou muita preocupação, pois estes ensaios não romperam até 4,6 milhões de ciclos.

## 6 RESULTADOS

Nesta seção são mostrados os resultados obtidos nos ensaios de flexão e tração monotônicos, além dos resultados dos ensaios cíclicos de flexão alternada que são apresentados por meio das curvas de número de ciclos por frequência, curvas de deslocamento por número de ciclos e deformação por número de ciclos ( $\epsilon$ -N). Encontram-se também nesta seção as fractografias feitas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) dos corpos de prova fraturados em tração e em fadiga por flexão alternada.

### 6.1 Tração

Dos ensaios de tração, obteve-se da máquina de ensaios um arquivo contendo os resultados no formato ASCII. Com o auxílio de uma planilha eletrônica (Microsoft Excel) realizou-se o pós-processamento dos dados, obtendo-se as curvas tensão-deformação, permitindo a determinação das propriedades mecânicas.

O módulo de elasticidade foi obtido por meio da inclinação do trecho elástico-linear das curvas de tensão-deformação de cada ensaio. Para isso utilizou-se, começando com 4 pontos, o coeficiente de correlação para os valores de tensão e deformação e a inclinação da curva de regressão linear entre os mesmos valores; onde o coeficiente de correlação foi máximo, isto é o  $R^2$  com o valor mais perto de 1, obteve-se o valor do módulo elástico sendo o valor correspondente da inclinação do trecho linear-elástico.

Como a norma ASTM D638 (2008) não sugere um offset único para a determinação do limite de escoamento, seguiu-se a metodologia utilizada por Bianchi (2011), determinando-se o limite de escoamento em quatro diferentes offsets de porcentagens de deformação (0,2%, 0,5%, 1,0% e 2,0%), como mostrado na Figura 63. O limite de resistência foi obtido como a máxima tensão obtida no ensaio e a deformação na ruptura foi obtida como a deformação no ensaio no momento da ruptura.

As curvas tensão-deformação de engenharia são mostradas na Figura 64, a e Tabela 3 mostra os diferentes valores dos limites de escoamento, determinados em diferentes deformações. O valor de limite de escoamento que se escolheu para representar material foi o obtido a um offset de 0,2%, pois com maiores offsets o material se encontra fora da região do regime elástico-linear, com maior predominância do comportamento plástico. A Tabela 4 mostra a média e o desvio padrão dos resultados do módulo elástico, do limite de escoamento a 0,2%, resistência à tração e da deformação na ruptura dos ensaios de tração feitos nos cinco corpos de prova.

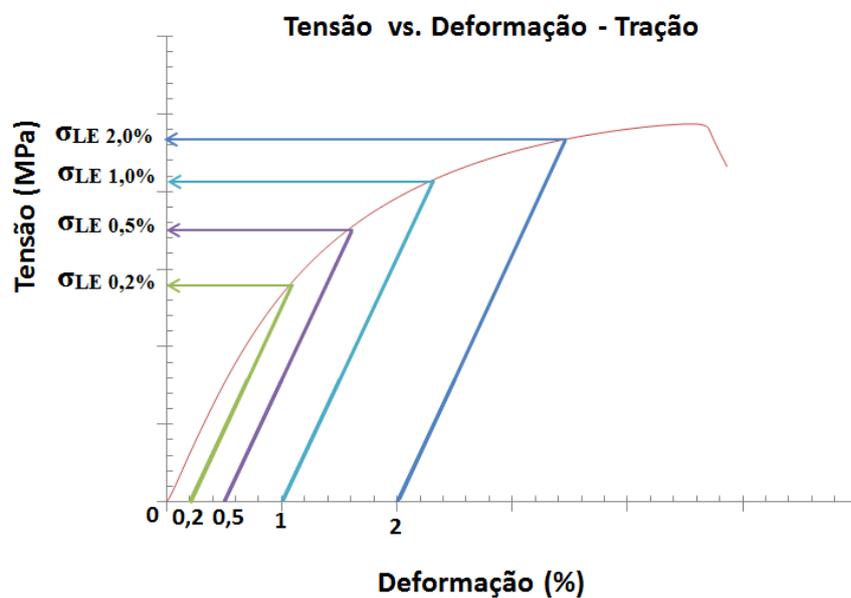


Figura 63: Determinação dos diferentes limites de escoamento.

Fonte: Autor, 2013.

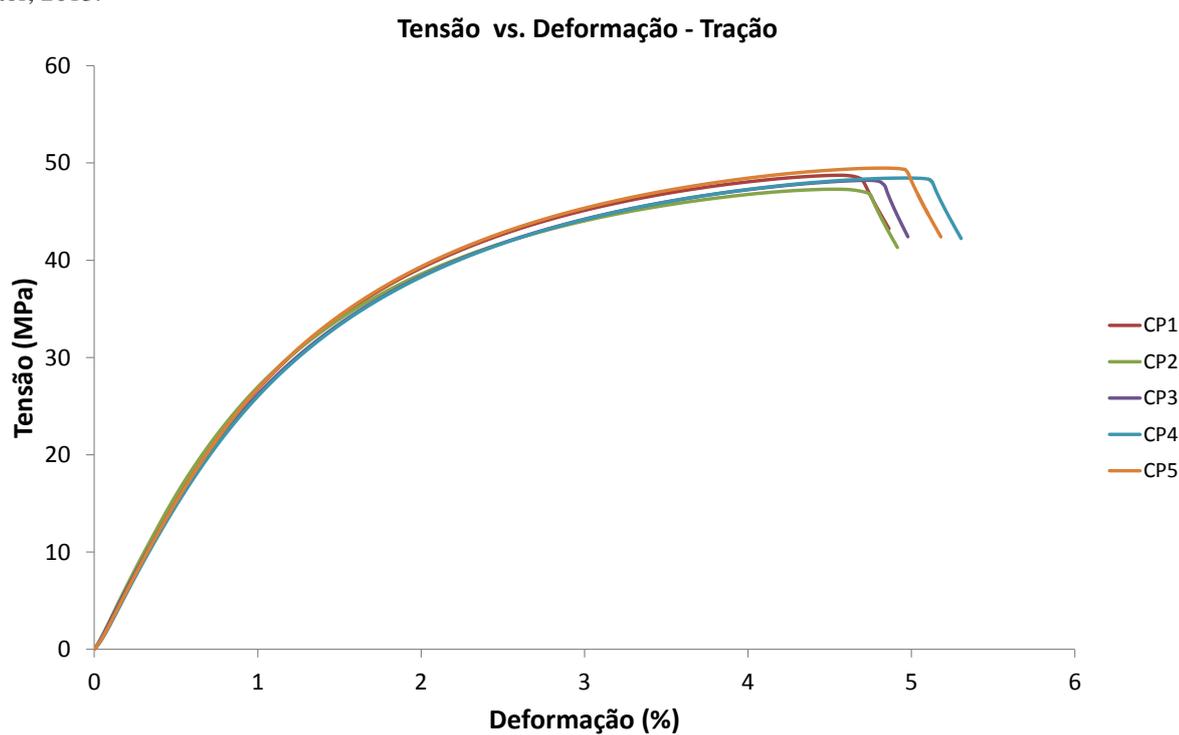


Figura 64: Curvas de Tensão-deformação de engenharia em tração.

Fonte: Autor, 2013.

Tabela 3: Resultados dos diferentes limites de escoamento.

<b>Limite de Escoamento (MPa)</b>				
<b>Offset</b>	<b>0,2%</b>	<b>0,5%</b>	<b>1%</b>	<b>2%</b>
Média	28,1	35,1	40,9	46,2
Desvio padrão	0,8	0,8	0,7	0,8

Fonte: Autor, 2013.

Tabela 4: Rigidez, resistência e deformação na ruptura obtidos no ensaio de tração.

Módulo elástico tração (GPa)	Limite de escoamento (0,2%) (MPa)	Resistência à Tração (MPa)	Deformação na Ruptura (%)
$3,16 \pm 0,09$	$28,06 \pm 0,77$	$48,44 \pm 0,79$	$4,72 \pm 0,18$

Fonte: Autor, 2013.

Corrigindo-se as curvas tensão-deformação de engenharia por meio das equações 5 e 6 obteve-se a curva tensão-deformação verdadeira, mostrada na Figura 65. Essas curvas são traçadas até a tensão de limite de resistência, pois a partir deste ponto há o surgimento de um estado de triaxial de tensão na região de deformação não-uniforme, invalidando o uso das equações citadas.

$$\sigma = S \cdot (1 + e) \quad (5)$$

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (6)$$

Nas equações 5 e 6  $\sigma$  é a tensão verdadeira,  $S$  é a tensão de engenharia, “ $e$ ” é a deformação de engenharia e  $\varepsilon$  é a deformação verdadeira (DOWLING, 1999). Com a correção feita os novos valores encontrados para o limite de escoamento e de resistência e da deformação na ruptura são mostrados na Tabela 5.

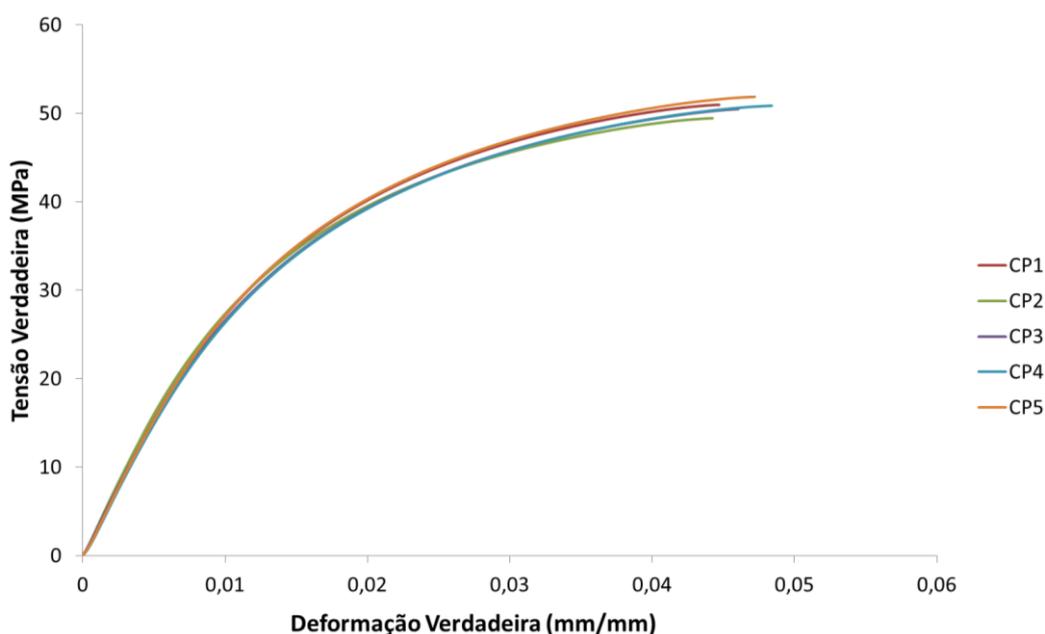


Figura 65: Curva Tensão-deformação verdadeira do ensaio de tração.

Fonte: Autor, 2013.

Tabela 5: Valores corrigidos de resistência à tração e deformação na ruptura.

Limite de escoamento a 0,2% (MPa)	Resistência à Tração (MPa)	Deformação na Ruptura (%)
28,40 ± 0,78	50,66 ± 1,00	4,61 ± 0,17

Fonte: Autor, 2013.

Aproveitaram-se os dados de deformação verdadeira em função do tempo dos ensaios de tração e calculou-se a taxa de deformação durante o regime de comportamento linear-elástico do material. Foram desconsiderados os 5 segundos iniciais de ensaio para eliminar o período da acomodação da fixação do corpo de prova e do extensômetro. A taxa de deformação do ensaio foi calculada pela inclinação da curva de deformação por tempo, mostrada na Figura 66, a qual resultou em  $0,0006 \text{ s}^{-1}$ , que se mostrou praticamente constante.

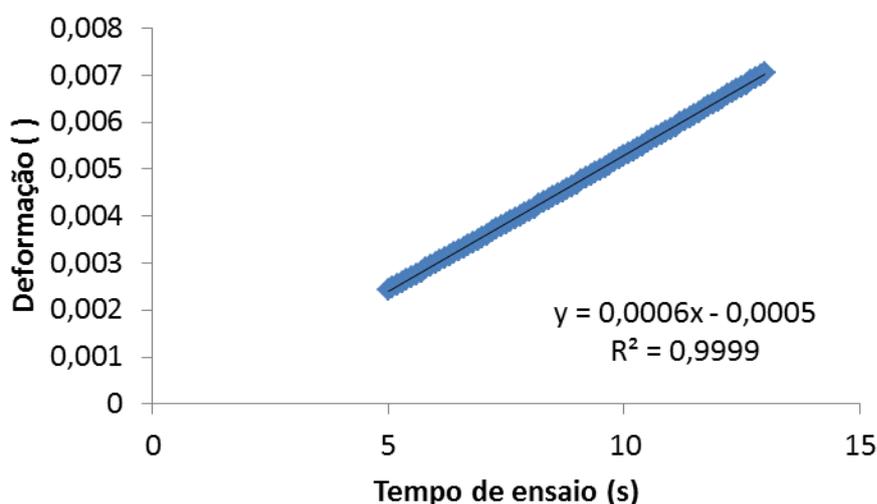


Figura 66: Curva de deformação verdadeira em função do tempo de ensaio – Tração para determinação da taxa de deformação.

As imagens das fraturas dos corpos de prova dos ensaios de tração, observadas no MEV (microscópio eletrônico de varredura) podem ser vistas nas Figura 67 a Figura 70. Os corpos de prova exibiram superfícies de fratura semelhantes. Na Figura 67 (a), pode-se observar todas as fibras de coco bem aderidas e sem descolamento, que consequentemente romperam rente à matriz, e somente um vazio deixado por uma fibra arrancada, que não foi bem aderida. Mas nota-se que isso acontece na minoria das fibras, já que se observa a predominância das fibras inteiramente aderidas, agindo devidamente como reforço do material, onde o compósito falha quando a fibra fratura solidária à matriz polimérica, e consequentemente as fibras romperam rente à matriz. Outra observação na Figura 67 (a) é a matriz deformada por igual e sem a presença de escoamento térmico ou deformação não uniforme. Na Figura 67 (b) tem-se em detalhe uma fibra rompida e outras fibras de diâmetros menores em volta que romperam do mesmo modo.

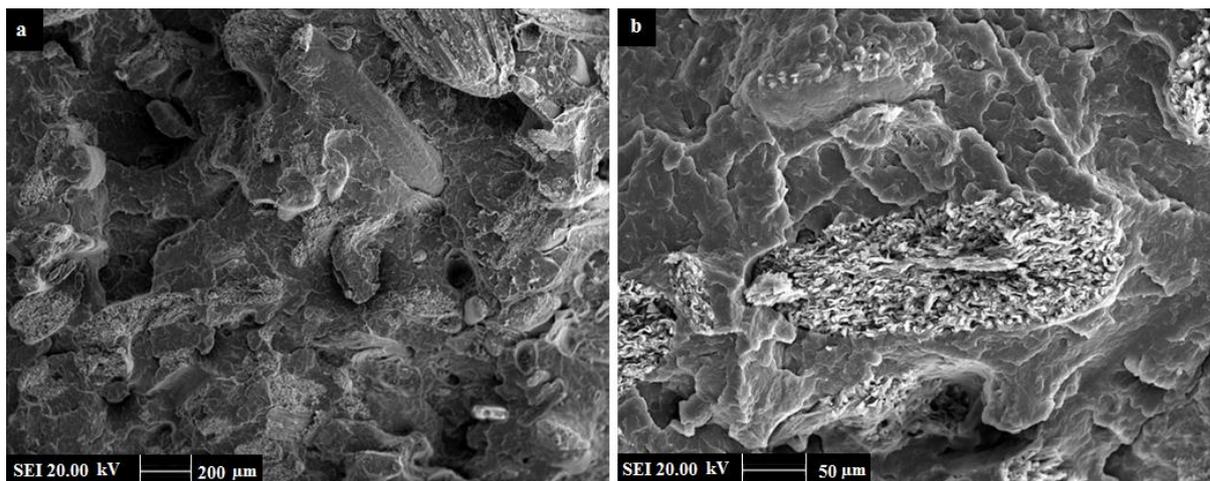


Figura 67: Fractografia no MEV: a) superfície fraturada mostrando fibras rompidas. b) detalhe de uma fibra bem aderida.

Fonte: Autor, 2013.

Na Figura 68(a) verifica-se que além das fibras, que estão orientadas no sentido da solicação, onde devido à ação do compatibilizante estão bem aderidas na matriz, recebendo a transferência dos esforços, nota-se as fibras que estão no sentido transversal também aderiram bem na matriz, não se soltando durante a solicação do material. A Figura 68(b) também mostra uma fibra que está disposta transversalmente em relação à direção da tensão aplicada e além de estar bem aderida na matriz, esta fibra foi rasgada pelos esforços no material. Na ponta superior desta fibra, observa-se uma porção maior da fibra que permaneceu deste lado da fratura, mostrando mais uma vez a aderência à matriz e a transferência de cargas no material.

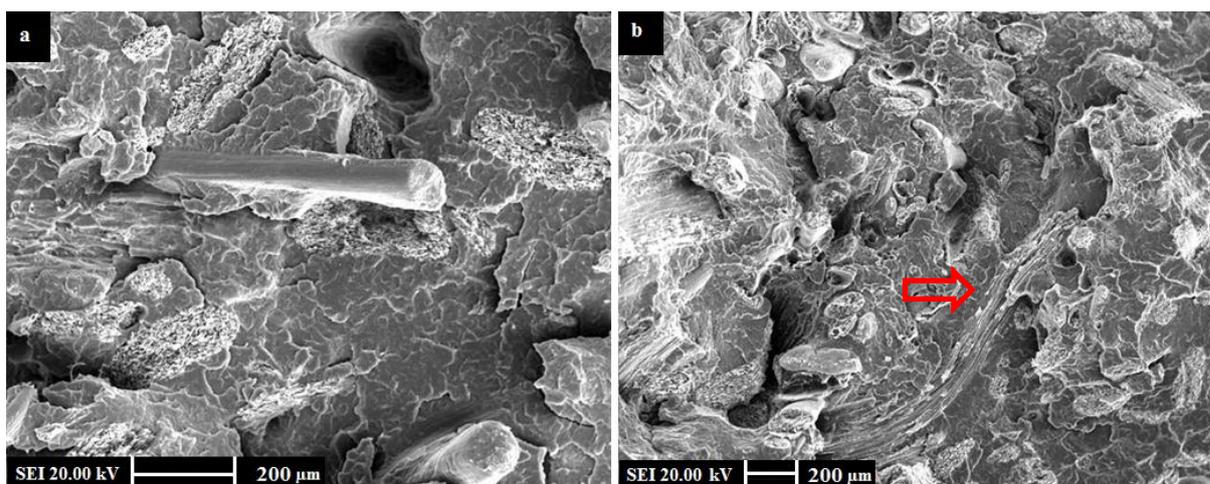


Figura 68: Fractografia no MEV: a) superfície fraturada mostrando fibras transversais ao sentido da solicação mecânica. b) fibra rasgada.

Fonte: Autor, 2013.

Na Figura 69 (a) observa-se uma fibra, que além de ter rompido, apresentou uma segunda fratura. Isso é uma ótima evidência para demonstrar que houve a efetiva aderência

entre as duas fases, e comprovar também que ocorreu a transferência de esforços da matriz para a fibra. Na Figura 69 (b) pode-se ver em detalhe a fratura na fibra.

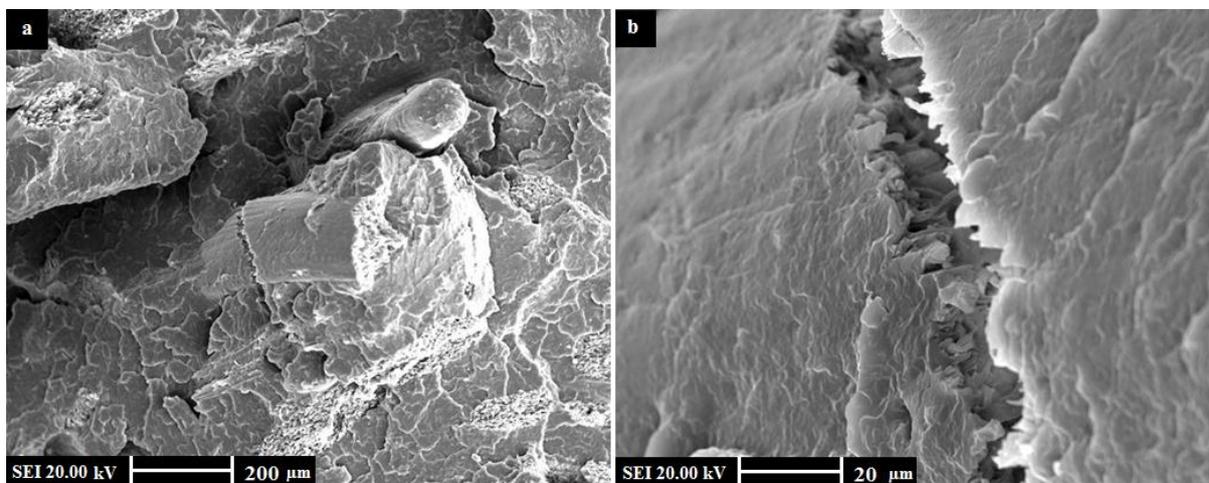


Figura 69: Fractografia no MEV: a) superfície fraturada mostrando uma fibra fraturada duas vezes. b) detalhe da segunda fratura da fibra.

Fonte: Autor, 2013.

Na Figura 70 (a) observa-se provavelmente a região final da fratura, isto é a porção final da seção transversal que suportou todos os esforços trativos até momentos antes de ocorrer a ruptura total do corpo de prova. Devido à menor região para suportar os esforços, a tensão local é maior, verificando-se assim um número maior de vazios deixados pelas fibras arrancadas, e também a presença de fibras que romperam, porém começaram a se soltar (descolar) da matriz, que são mostradas em detalhe na Figura 70(b). Na Figura 70(b) também se nota que nas regiões da interface matriz/fibra houveram deformações não uniformes da matriz polimérica. Outro fato que pode se notar na Figura 70 é a variedade de diâmetros das fibras.

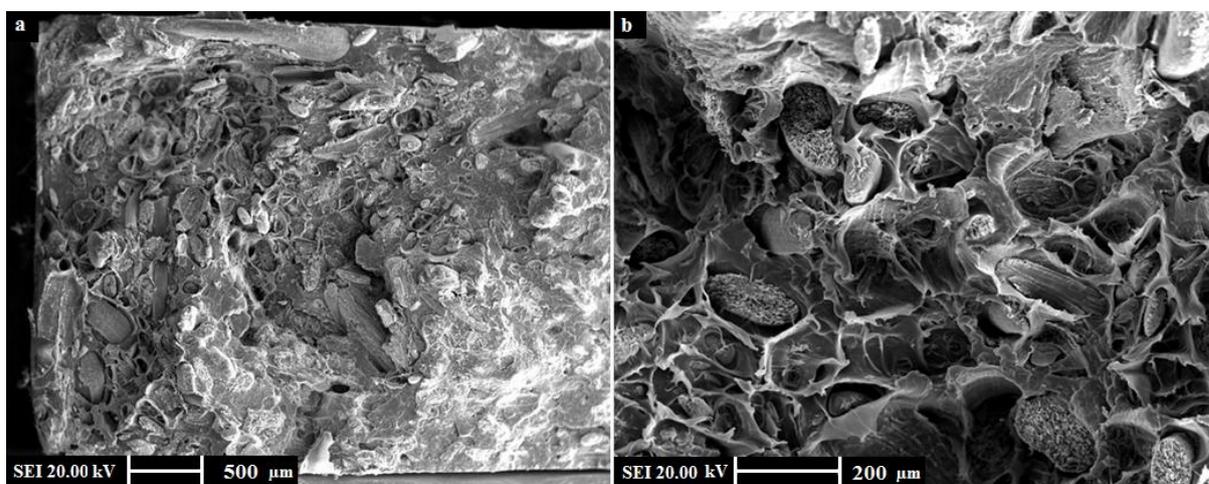


Figura 70: Fractografia no MEV: a) superfície fraturada, região final da fratura. b) detalhe das fibras rompidas que começaram a se soltar.

Fonte: Autor, 2013.

## 6.2 Flexão

Com a realização dos 5 ensaios de flexão em três pontos, também obteve-se o arquivo de resultados no formato ASCII que foi pós processado no software Microsoft Excel de onde se obteve as curvas tensão-deformação, como mostrado na Figura 71, e foi possível determinar o módulo elástico e limite de escoamento a flexão, mostrados na Tabela 7. Os ensaios foram interrompidos quando a deformação atingiu o valor de 5%, devido a recomendações da norma ASTM D 790 (2011), onde a partir deste valor, pequenos erros são introduzidos no cálculo da tensão de flexão, sendo assim não aplicável.

As determinações do módulo elástico e do limite de escoamento foram feitas do mesmo modo como foi realizado para o ensaio de tração. Neste ensaio também se obteve o limite de escoamento a diferentes offsets de deformação como mostrado na Tabela 6, pois a norma ASTM D790 (2011) também não padroniza o offset para determinação de limite de escoamento. Igualmente ao ensaio de tração, escolheu-se o limite de escoamento a 0,2% para representar o material.

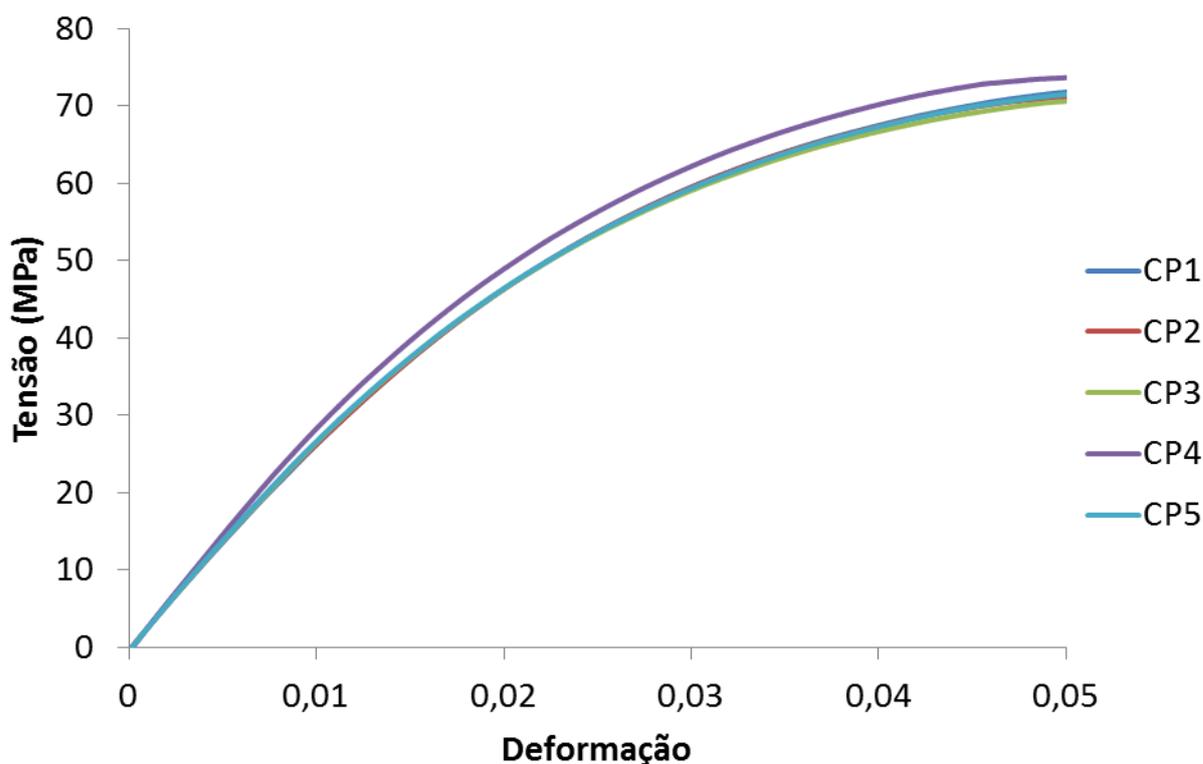


Figura 71: Curvas Tensão-deformação do ensaio de flexão em três pontos.  
Fonte: Autor, 2013.

Tabela 6: Diferentes limites de escoamento obtidos do ensaio de limite flexão em 3 pontos.

	<b>Limite de escoamento (MPa)</b>			
Offset	0,20%	0,50%	1,00%	2,00%
Média	36,90	50,00	60,52	69,75
Desvio Padrão	2,77	2,06	1,73	1,49

Fonte: Autor, 2013.

Tabela 7: Propriedades obtidas no ensaio de flexão em três pontos.

<b>Módulo elástico em flexão (GPa)</b>	<b>Limite de escoamento a 0,2% (MPa)</b>
2,94 ± 0,07	36,90 ± 2,77

Fonte: Autor, 2013.

Igualmente ao que foi feito para o ensaio de tração, calculou-se a taxa de deformação do ensaio de flexão, na região de comportamento elástico-linear do material. A taxa de deformação atuante no ensaio foi de  $0,00017s^{-1}$ , obtido da inclinação da curva de deformação por tempo de ensaio, como observado na Figura 72. A aproximação por uma reta conseguiu abranger todos os pontos de deformação-tempo no regime linear-elástico, mostrando que a taxa de deformação não varia durante o ensaio.

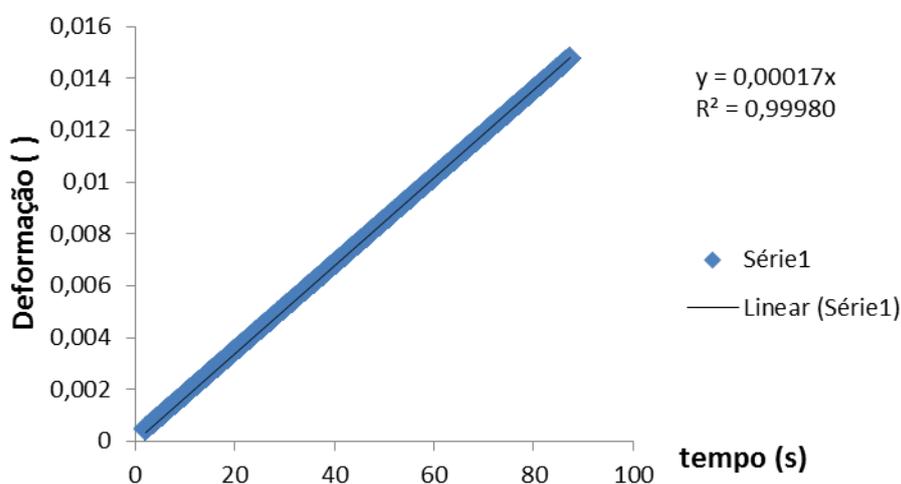


Figura 72: Curva Deformação-tempo para o ensaio de flexão.  
Fonte: Autor, 2013.

### 6.3 Fadiga por flexão alternada

Após cada regulagem das engrenagens para a flecha desejada, e da posição do engaste de modo a se ter o mesmo deslocamento para cima e para baixo, realizaram-se os ensaios para

todas as 7 frequências desejadas (5, 10, 15, 20, 25, 30 e 35 Hz), com no mínimo três repetições por flecha e frequência para todas as flechas ensaiadas (6, 6,5, 7, 7,5, 8 e 9 mm), além de 3 ensaios refrigerados por ar comprimido na frequência de 35Hz para as flechas de 7, 8 e 9 mm. Vale ressaltar que o critério de falha adotado nos ensaios de fadiga por flexão é a separação total das duas partes rompidas do corpo de prova. Este critério foi admitido devido à máquina na qual foram realizados os ensaios não possibilitar outro critério de forma confiável e reproduzível.

De cada flecha ensaiada, algumas superfícies de corpos de prova foram escolhidas para serem feitas fractografias em microscópio eletrônico de varredura (MEV), para se analisar em um nível mais detalhado os mecanismos de falha atuantes. Para facilitar o entendimento das fractografias, na Figura 73 é explicado como será chamado cada tipo de falha da matriz polimérica. A Figura 73 (a) exemplifica uma falha da matriz por iniciação e propagação e trincas, ausente de deformação plástica causada por aquecimento do material. Já a Figura 73 (b) exhibe uma matriz que falhou por deformação plástica devido ao aumento de temperatura no material durante a sollicitação cíclica, chamada de falha por aquecimento.

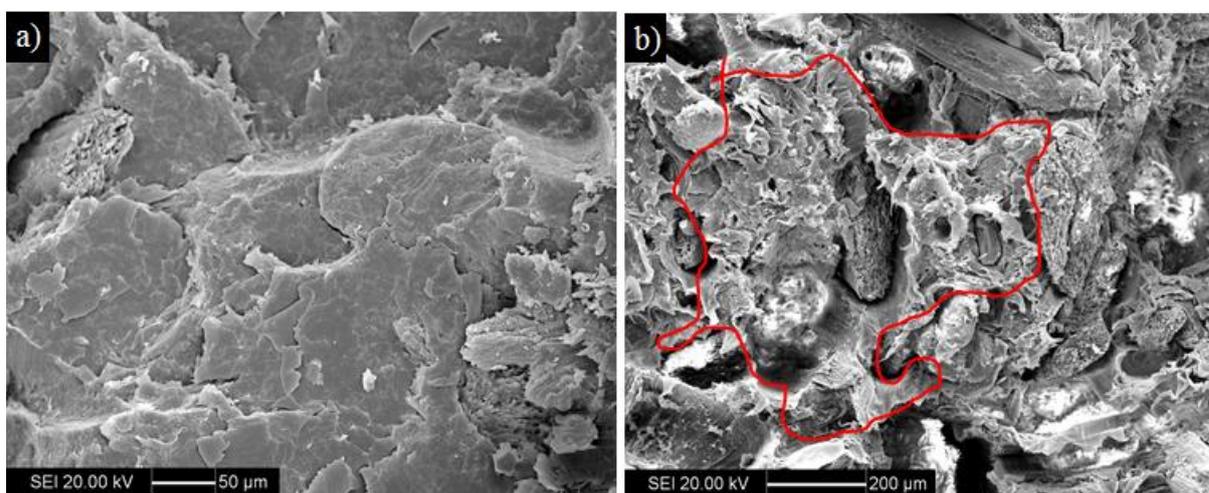


Figura 73: Exemplo de tipos de falha da matriz: a) falha por iniciação e propagação de trincas; b) falha por aquecimento causado pela deformação plástica do material.

Fonte: Autor, 2013.

Os primeiros ensaios foram realizados com um deslocamento regulado de  $\pm 9$  mm, correspondendo a uma amplitude de deformação imposta de 0,01766, usando-se a relação entre deslocamento e deformação apresentada na Figura 61. Os resultados dos números de ciclos são mostrados em função da frequência na Figura 74, onde se pode observar uma alta repetitividade entre ensaios. Com auxílio de um pirômetro infravermelho mediu-se a

temperatura na superfície dos corpos de prova, perto da região de máxima tensão, na qual se registraram as temperaturas mostradas na Figura 75.

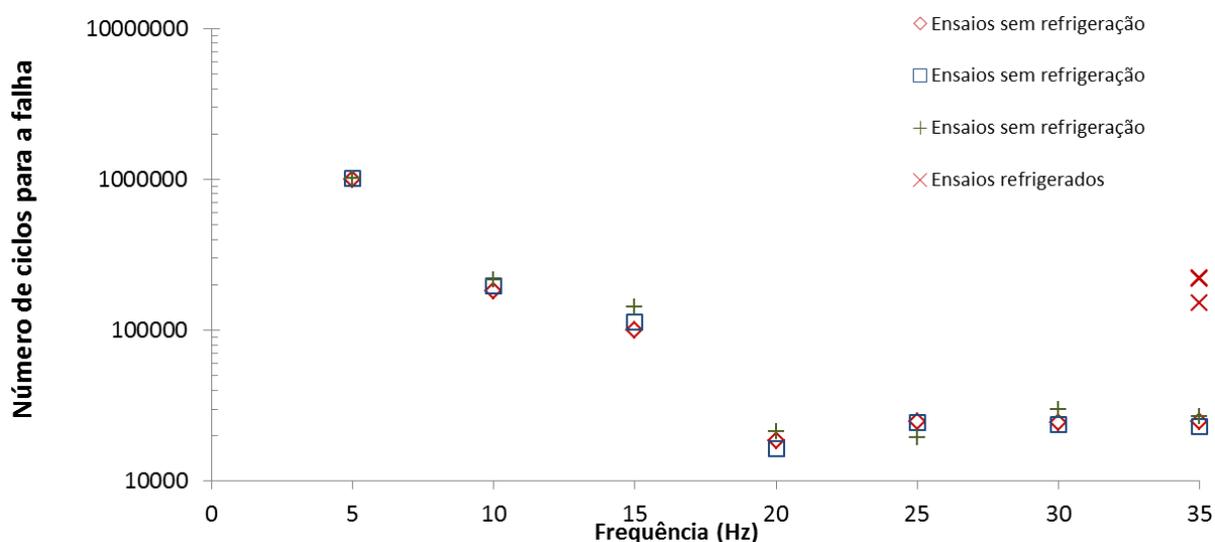


Figura 74: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de 9 mm (amplitude de deformação de 0,01766 ).

Fonte: Autor, 2013.

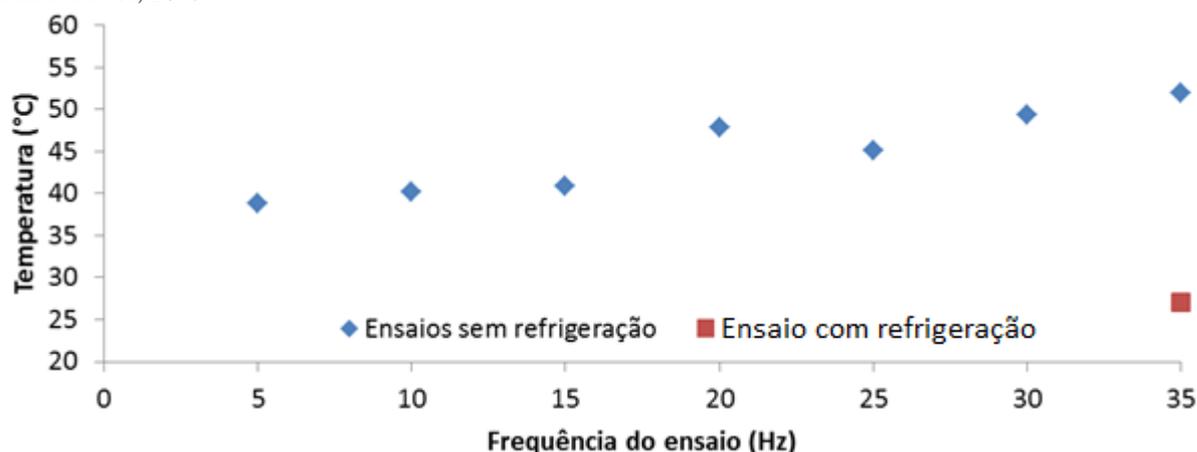


Figura 75: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01766 (deslocamento de 9 mm).

Fonte: Autor, 2013.

A Figura 76 mostra a foto das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em 35 Hz e 5 Hz (sem refrigeração) e 35 Hz (refrigerado) de onde vale observar que as fraturas, com pouco aumento, não apresentam diferenças significativas que permitam alguma conclusão. Observa-se que as fraturas apresentaram regiões escuras e esbranquiçadas; a fratura do ensaio de 5 Hz apresentou uma região esbranquiçada menor do que as outras duas fraturas. Entre as fraturas dos ensaios a 35 Hz, verifica-se que a superfície do ensaio refrigerado apresentou uma região esbranquiçada menor.



Figura 76: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 35Hz, b) 5 Hz c) 35 Hz refrigerado com amplitude de deformação de 0,01766.

Fonte: Autor, 2013.

Após a realização dos ensaios refrigerados, notou-se que a posição onde ocorreu a fratura havia mudado, como pode ser visto na Figura 77.



Figura 77: Diferença na posição da falha dos ensaios com e sem refrigeração a 35 Hz e deslocamento de 9 mm.

Fonte: Autor, 2013.

Dos ensaios conduzidos com amplitude de deslocamento de  $\pm 9$  mm, as superfícies fraturadas dos corpos de prova ensaiados com 5 Hz e de 35 Hz com e sem refrigeração foram analisadas no MEV e podem ser vistas nas Figura 78 a Figura 90. Na Figura 78 é mostrada uma visão geral da superfície do corpo de prova que foi ensaiado em 5 Hz, de onde nota-se que próximo as superfícies, a fratura foi mais plana e na região central uma fratura com mais fibras arrancadas e deformação plástica da matriz.

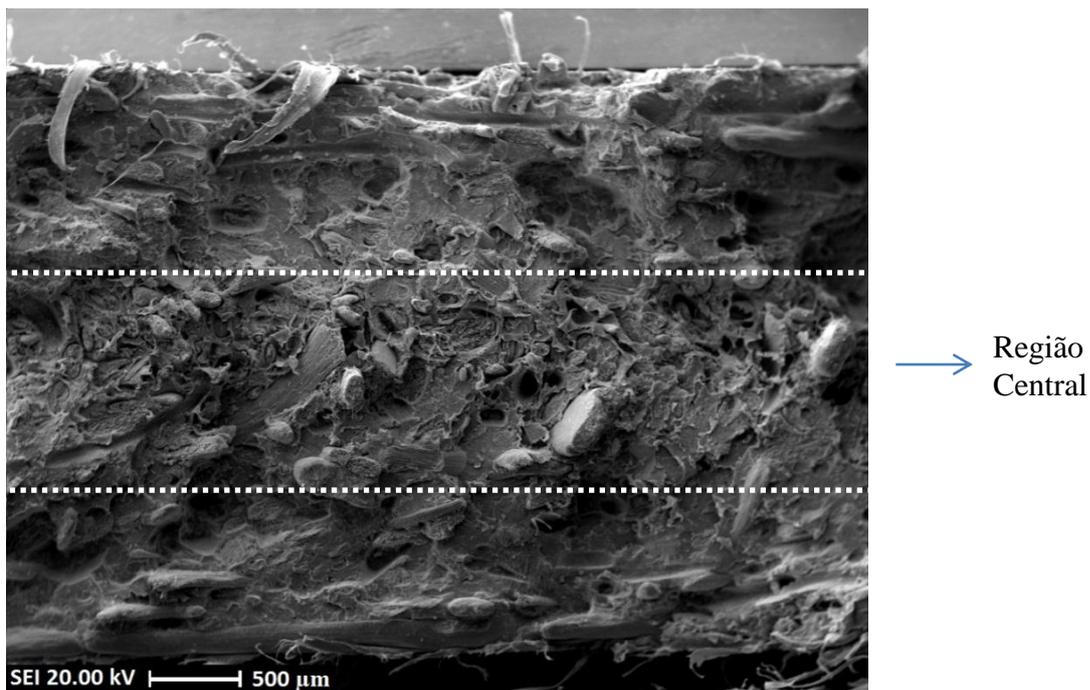


Figura 78: Fractografia em MEV: Visão geral da superfície fraturada no ensaio realizado a 5 Hz e amplitude de deformação de 9 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

Na Figura 79 tem-se com maior detalhe a região central do corpo de prova, que durante o ensaio corresponde a região próxima da linha neutra. Pode se notar que houve arrancamento de algumas fibras, evidenciado pelos vazios deixados na matriz. No entanto, algumas fibras não foram arrancadas, rompendo rente à matriz e exibindo desfibrilamento, expondo as microfibrilas.

A Figura 80 exhibe a matriz deformada plasticamente em volta das fibras que romperam na região central do corpo de prova. Provavelmente com o rompimento das fibras, que estavam bem aderidas (comprovado pelo desfibrilamento da fibra), a sollicitação foi maior na matriz, elevando sua temperatura, levando a falha por aquecimento. Outro fato que pode ter contribuído para aquecer o material foi o cisalhamento gerado durante a flexão.



Figura 79: Fractografia em MEV: Visão detalhada da região central da superfície fraturada no ensaio realizado a 5 Hz e amplitude de deformação de 9 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

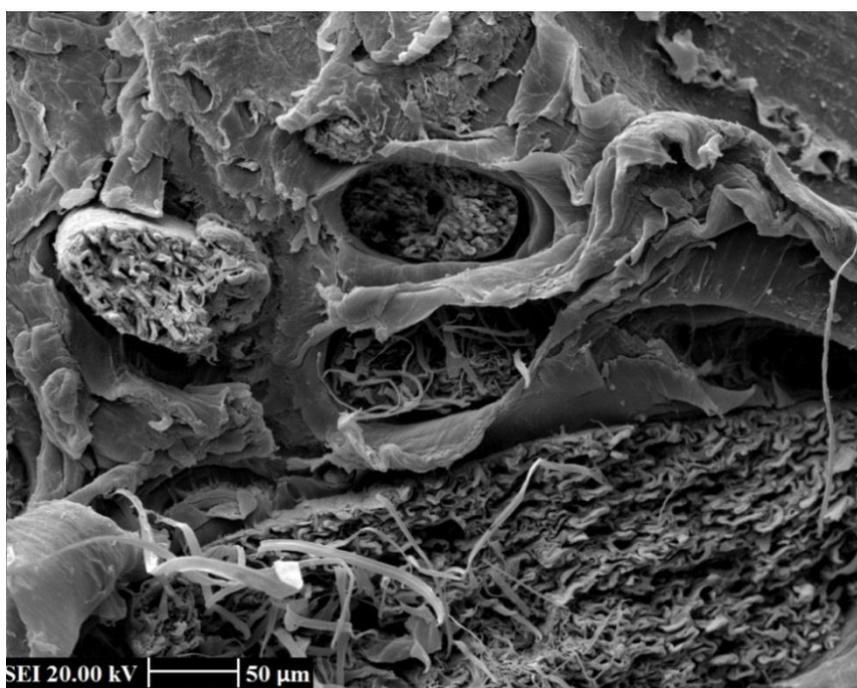


Figura 80: Fractografia em MEV: Matriz deformada plasticamente da região central da superfície fraturada no ensaio realizado a 5 Hz e amplitude de deformação de 9 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

A Figura 81 exibe uma fibra, disposta transversalmente à sollicitação, que foi separada na fratura do corpo de prova. Esse tipo de falha é esperado, pois nesta direção de sollicitação a fibra apresenta menor resistência mecânica. Esta fibra está posicionada em uma região entre a parte central da fratura e a superfície, como mostrado esquematicamente da Figura 81, onde

pode se notar que uma parte da matriz está deformada plasticamente e outra parte da matriz não, significando uma região de transição do tipo de fadiga que causou falha do material.

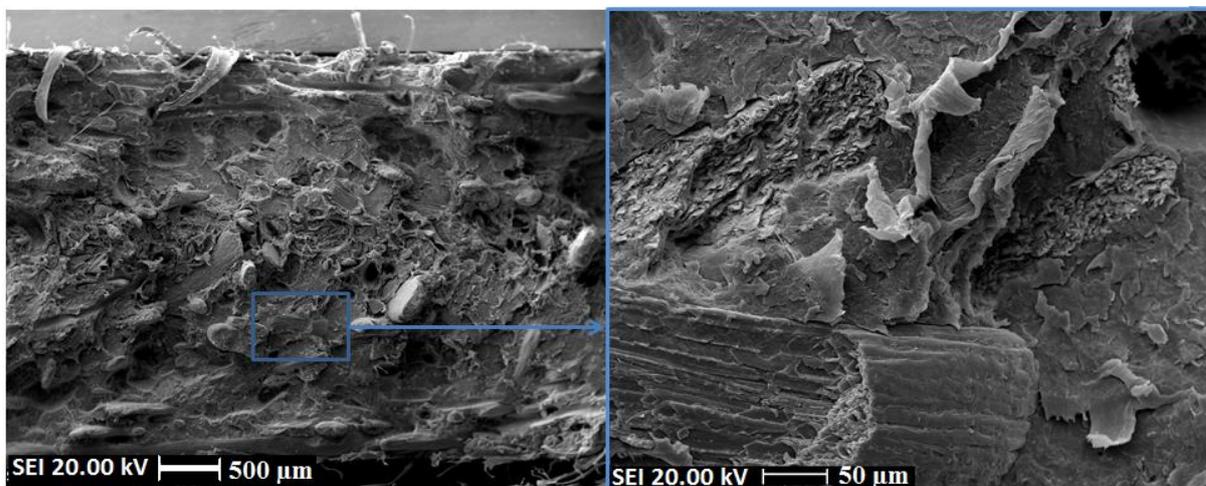


Figura 81: Fractografia em MEV: Fibra orientada transversalmente presente na superfície fraturada no ensaio realizado a 5 Hz e amplitude de deformação de 9 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

Ao se analisar a Figura 82, observa-se como se deu a fratura perto da superfície do corpo de prova, a qual corresponde à região mais escura da fratura a olho nu. A matriz exibiu uma fratura mais plana, típica de iniciação e propagação de trinca, sem a ocorrência de deformação plástica, evidências de uma falha por fadiga mecânica. Nesta região, as fibras presentes romperam rente à matriz sem apresentar qualquer descolamento da matriz polimérica.

Analisando a fratura do corpo de prova ensaiado a 35 Hz sem refrigeração, na Figura 83 observa-se que de um modo geral, a fratura apresentou uma matriz muito mais deformada plasticamente, havendo muito mais vazios deixados por fibras arrancadas, não apresentando mais uma fratura plana.

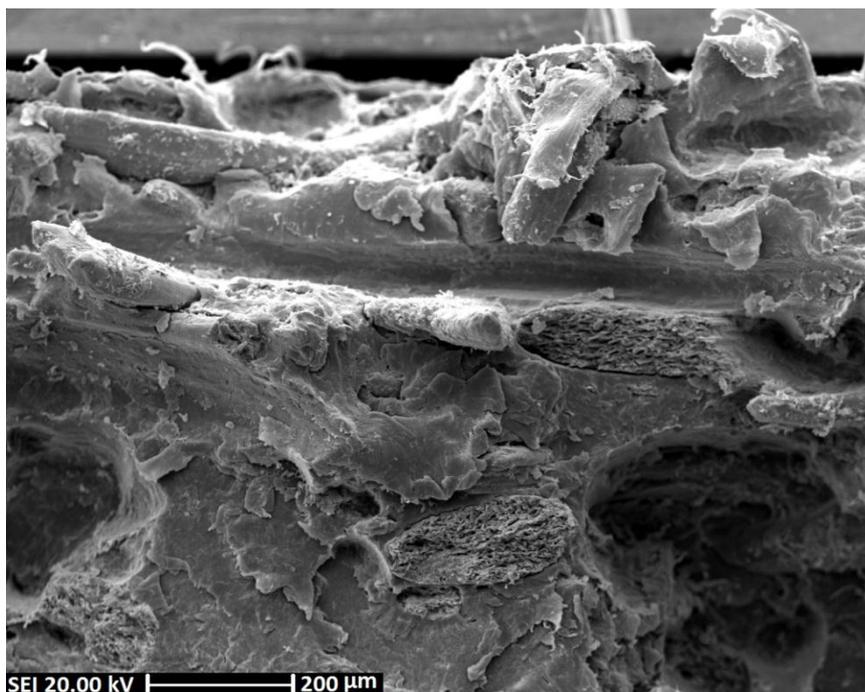


Figura 82: Fractografia em MEV: Região próxima à superfície fraturada no ensaio realizado a 5 Hz e amplitude de deformação de 9 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

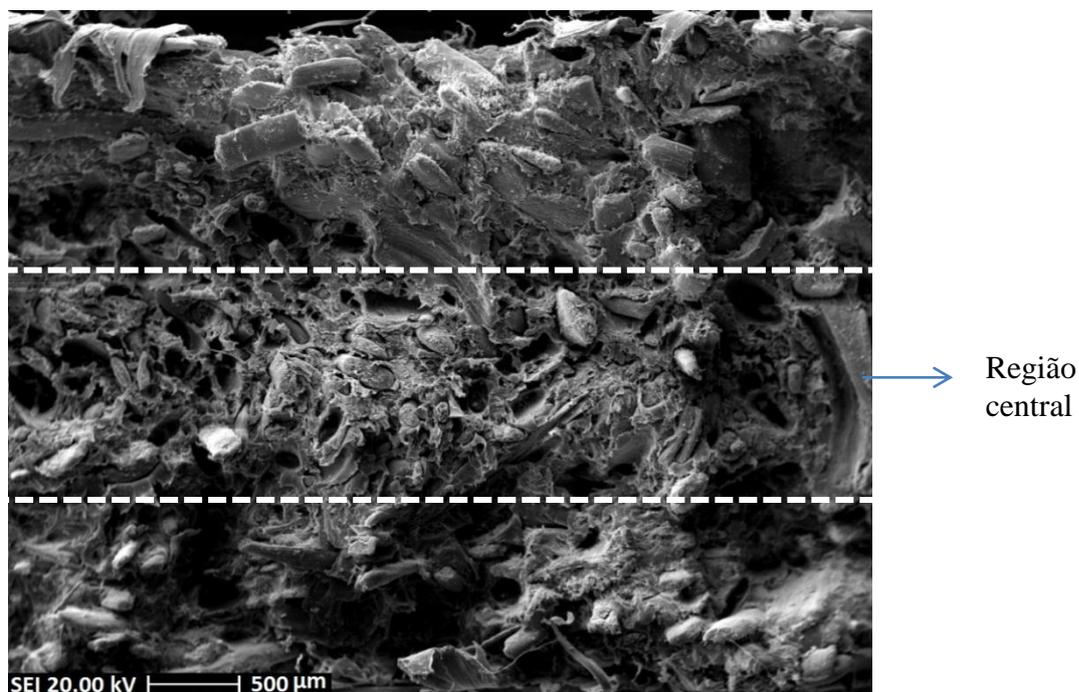


Figura 83: Fractografia em MEV: Visão geral da superfície fraturada no ensaio realizado a 35 Hz e amplitude de deformação de 9 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

Na Figura 84 observa-se em detalhe a região central do corpo de prova, onde o calor é mais dificilmente dissipado, observando a intensa ocorrência de deformação plástica generalizada, não havendo mais marcas de iniciação e propagação de trincas. Nesta Figura 84, nota-se que algumas fibras foram arrancadas deixando vazios na matriz, e as outras que

permaneceram neste lado da fratura, não romperam, pois se notam as pontas das fibras e não superfícies de fratura, o que também pode ser visto em detalhe na Figura 85. A Figura 85 também mostra com mais detalhe a matriz totalmente deformada plasticamente ao redor da fibra, que levou ao descolamento total da fibra.



Figura 84: Fractografia em MEV: Detalhe da região central da superfície fraturada no ensaio realizado a 35 Hz e amplitude de deformação de 9mm.  
Fonte: Autor, 2013.

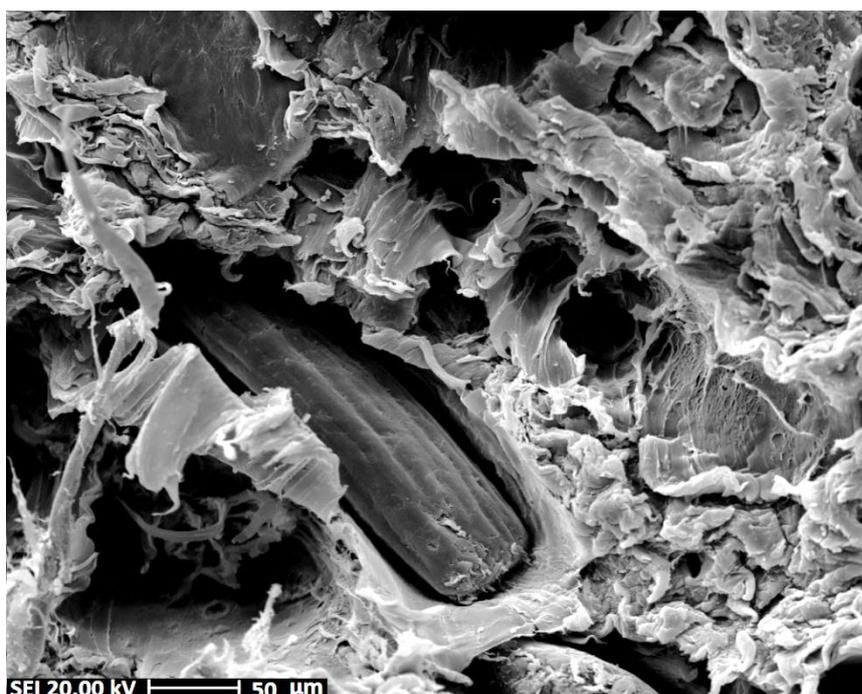


Figura 85: Fractografia em MEV: Detalhe da deformação da matriz próximo a fibra, na região central da superfície fraturada no ensaio realizado a 35 Hz e amplitude de deformação de 9mm.  
Fonte: Autor, 2013.

Ao se analisar a região mais próxima da superfície (Figura 86 e Figura 87) observa-se que também ocorreu deformação plástica da matriz por aquecimento. Mesmo sendo uma região que a dissipação do calor gerado é mais fácil, nota-se que a deformação plástica nesta região foi mais pronunciada do que o mesmo tipo de deformação no centro do corpo de prova ensaiado a 5 Hz (Figura 82). Porém nesta região se verificam menos vazios deixados por fibras arrancadas.

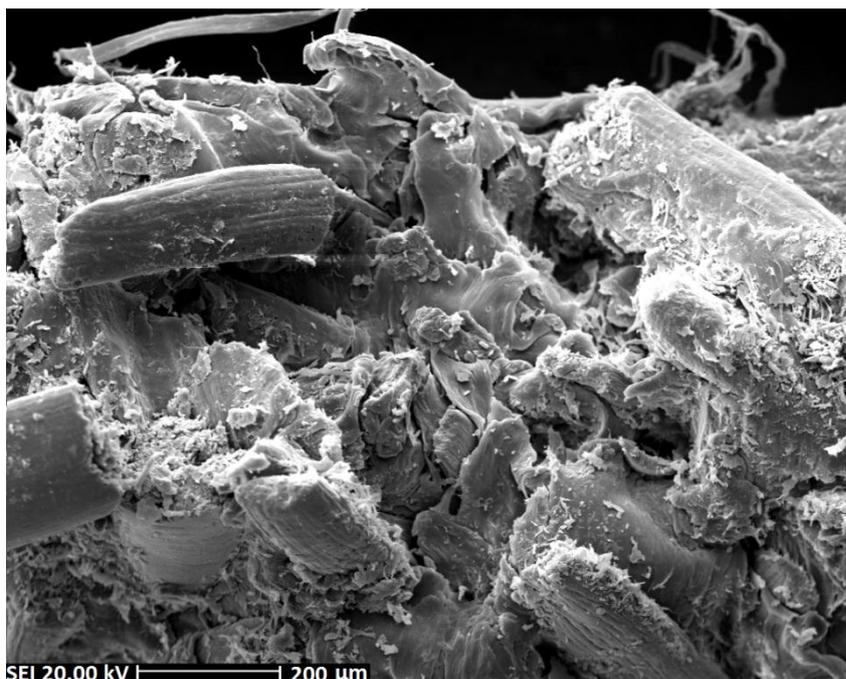


Figura 86: Fractografia em MEV: Região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz e com amplitude de deformação de 9 mm.

Fonte: Autor, 2013.

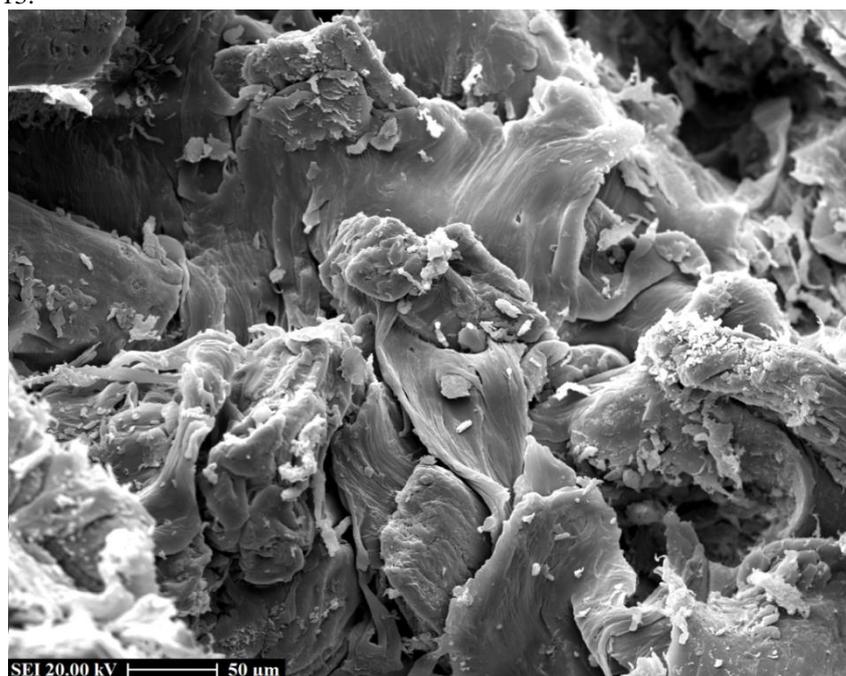


Figura 87: Detalhe da região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz e com amplitude de deformação de 9 mm.

Fonte: Autor, 2013.

No ensaio a 35 Hz refrigerado, verifica-se que a presença do ar comprimido mudou a fratura, diminuindo a deformação plástica da matriz nas regiões próximas à superfície do corpo de prova, onde o resfriamento é mais efetivo. As fibras romperam rente com a matriz, exibindo uma fratura típica de iniciação e propagação de trinca, do mecanismo de falha por fadiga mecânica, como pode ser visto na visão geral da fratura na Figura 88.

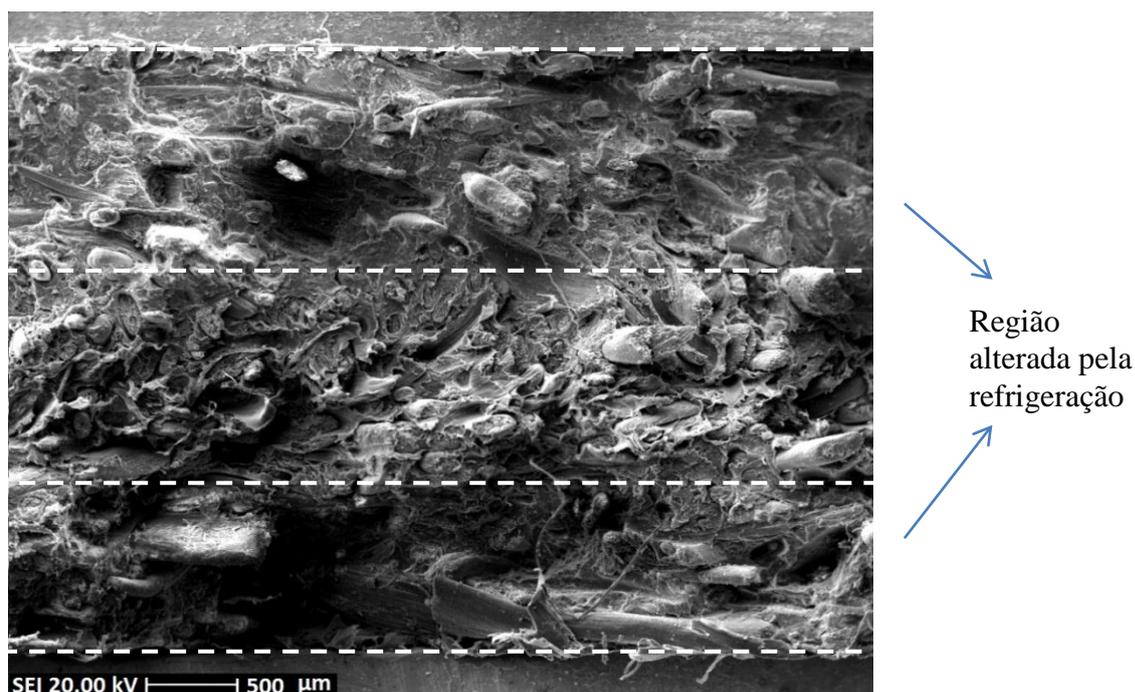


Figura 88: Fractografia em MEV: Visão geral da superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz refrigerado e com amplitude de deformação de 9 mm.

Fonte: Autor, 2013.

A Figura 89 mostra a região mais ao centro do corpo de prova, de onde pode se observar a transição de uma fratura plana do material, com fibras rompidas rentes e não descoladas da matriz, mudando para uma falha da matriz por aquecimento, com a presença de vazios deixados por fibras arrancadas e fibras rompidas que começaram a se soltar da matriz. Assim a Figura 89 mostra que a refrigeração utilizada no ensaio não foi suficiente para evitar a deformação plástica por aquecimento da matriz.

A deformação plástica da matriz ao redor das fibras, na região central do corpo de prova, pode ser vista em detalhe na Figura 90. Provavelmente as fibras que estavam bem aderidas na matriz romperam, aumentando a sollicitação da matriz, intensificando o aquecimento da matriz, que já era favorecido talvez pelo cisalhamento e devido à reduzida dissipação de calor nessa região.

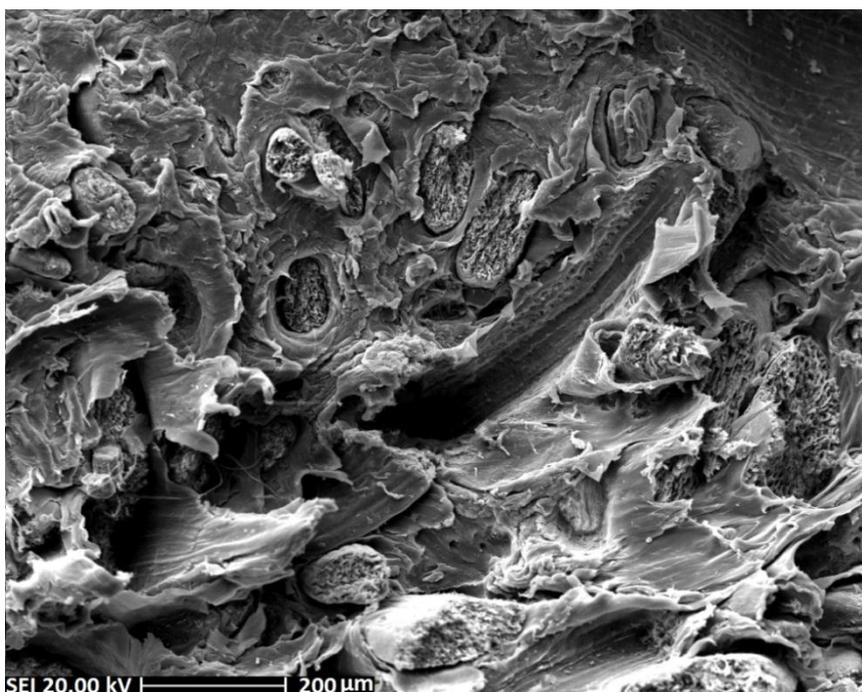


Figura 89: Fractografia em MEV: Região mais para o centro da superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz refrigerado e com amplitude de deformação de 9 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

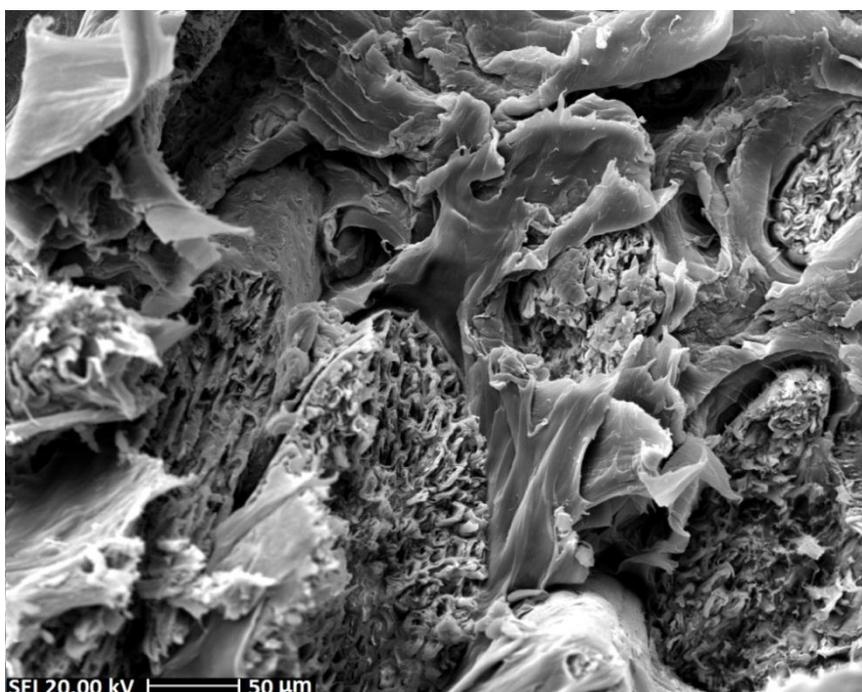


Figura 90: Fractografia em MEV: Evidência de deformação plástica na matriz na região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz refrigerado e com amplitude de deformação de 9 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

A segunda amplitude de deslocamento (flecha) ensaiada foi de  $\pm 8,00$  mm que corresponde a uma amplitude de deformação de 0,01538. Os resultados dos ensaios nas 7 frequências sem refrigeração e do ensaio refrigerado são mostrados na Figura 91, onde se observa mais uma vez baixa dispersão dos resultados. Neste nível de deslocamento ensaiado

todos os corpos de prova romperam antes de 2 milhões de ciclos, inclusive o refrigerado. O perfil de temperatura medido na superfície pode ser visto na Figura 92. A Figura 93 mostra as superfícies fraturadas de ensaios realizados em 30 Hz, 20 Hz e 5 Hz.

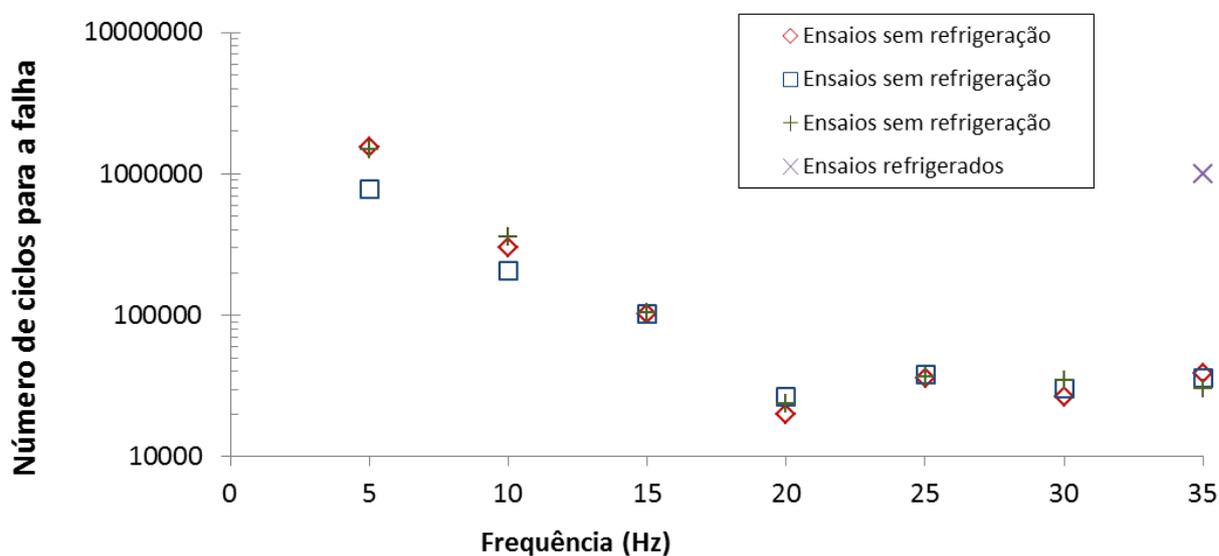


Figura 91: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de  $\pm 8$  mm (amplitude de deformação de 0,01538 ).  
Fonte: Autor, 2013

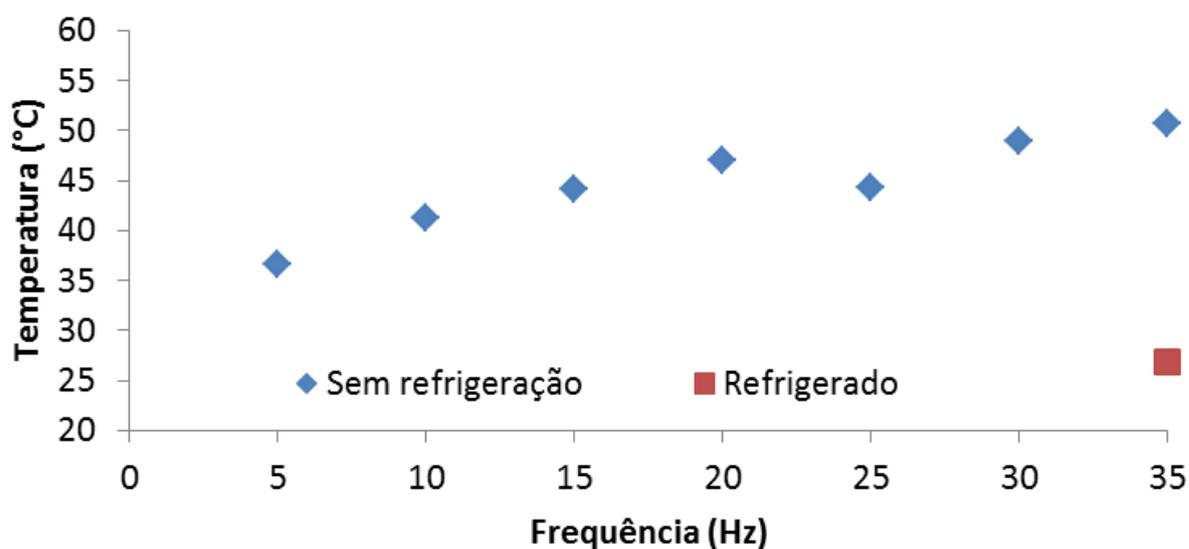


Figura 92: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01538 (deslocamento de  $\pm 8$  mm).  
Fonte: Autor, 2013.

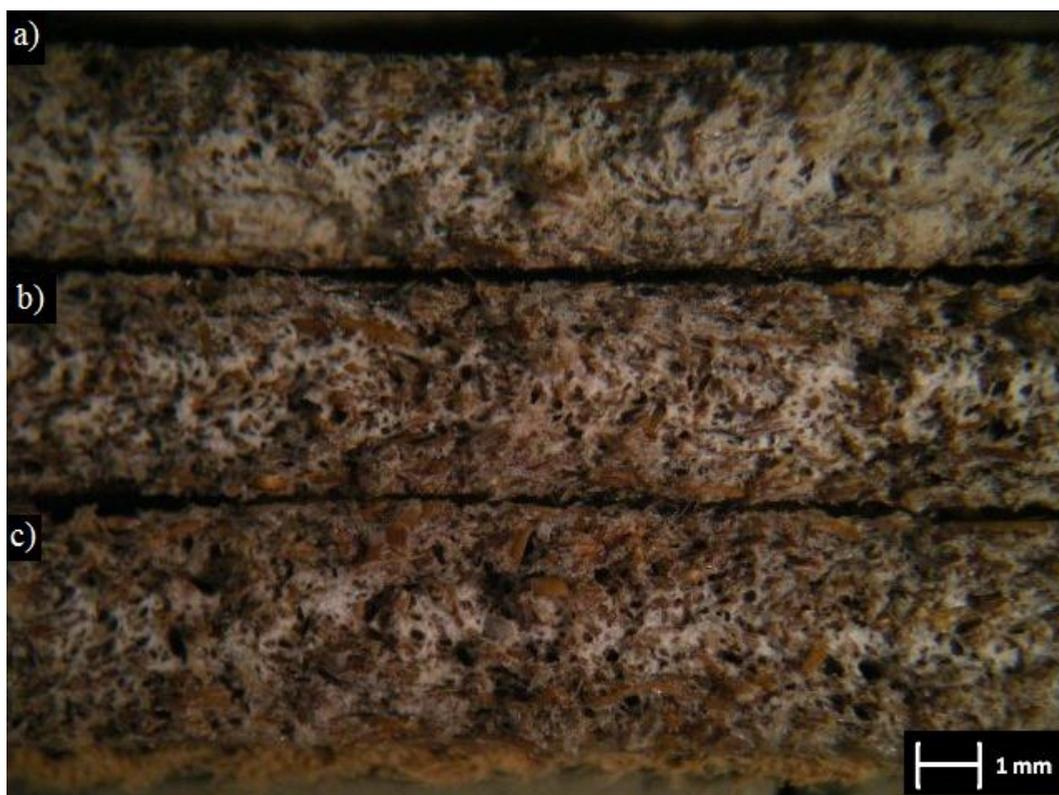


Figura 93: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 35 Hz, b) 20 Hz c) 5 Hz com amplitude de deformação de 0,01538.

Fonte: Autor, 2013.

As 3 superfícies de fratura mostradas na Figura 93 foram analisadas no MEV para verificar com mais detalhes os mecanismos de falha atuantes. As fractografias podem ser vistas nas Figura 94 a Figura 99.

Na Figura 94, do corpo de prova ensaiado a 5 Hz, observa-se uma fratura homogênea com fibras rompidas próximas a superfície de falha, sem grandes indícios de vazios deixados por fibras e de deformações plásticas na matriz, apresentando uma falha por iniciação e propagação de trincas. Somente na região central do corpo de prova próximo as interfaces de fibra/matriz, onde provavelmente aqueceu mais devido ao atrito entre as fases ou pela quebra de algumas fibras, se observa ocorrência de deformação plástica, como pode ser visto na Figura 95.

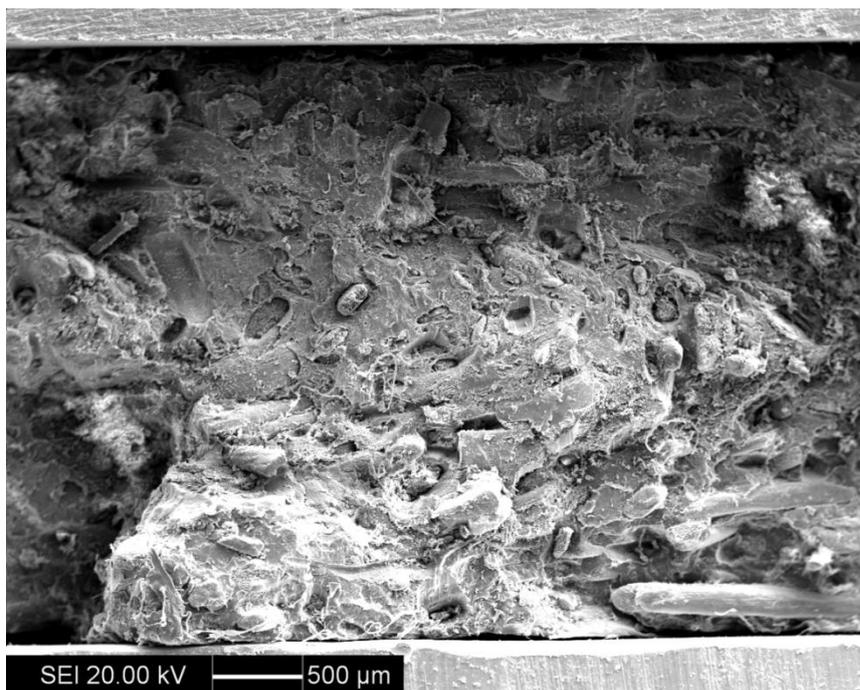


Figura 94: Fractografia em MEV: Aspecto geral da superfície do corpo de prova ensaiado a 5 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538 .  
Fonte: Autor, 2013.

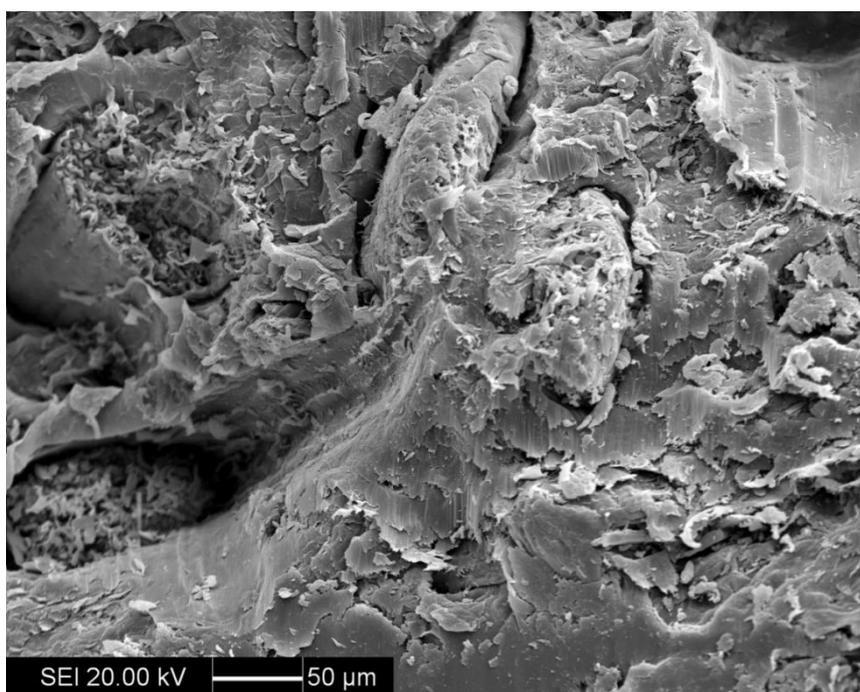


Figura 95: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 5 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538 .  
Fonte: Autor, 2013.

Já nos ensaios realizados a 20 Hz, na região central do corpo de prova observam-se mais arrancamentos de fibras e matriz deformada plasticamente causada por aquecimento (Figura 96). Na região próxima à superfície começa-se a se observar também deformação

plástica em volta das fibras presentes, porém ainda ocorreram regiões em que a matriz falhou por fadiga mecânica (Figura 97).

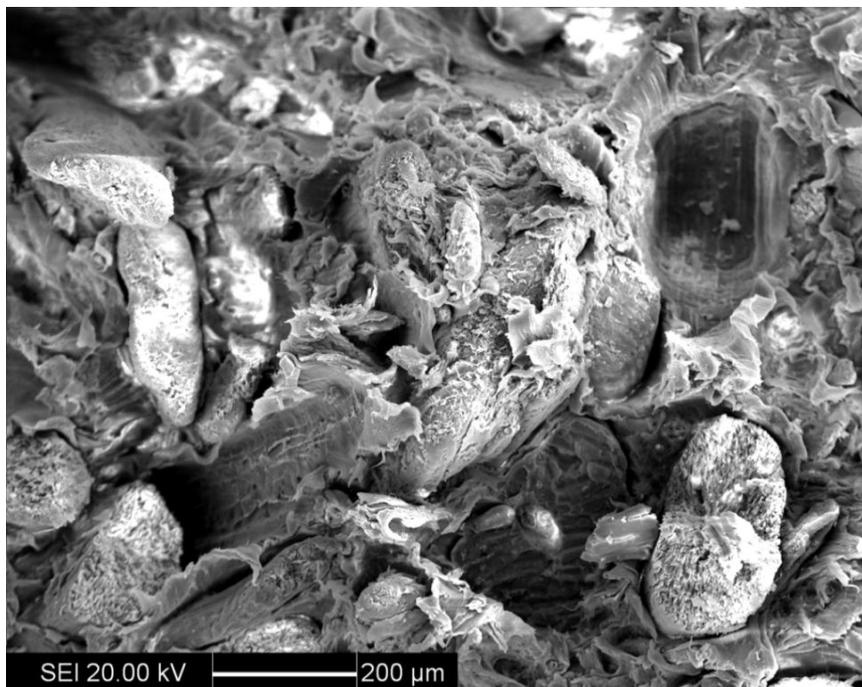


Figura 96: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 20 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538.

Fonte: Autor, 2013.

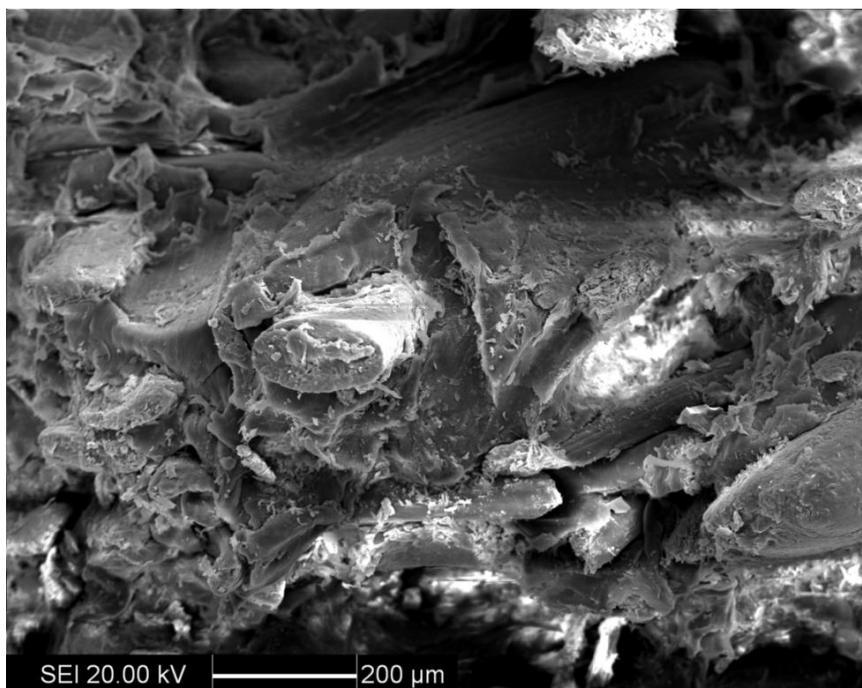


Figura 97: Fractografia em MEV: região próxima da superfície do corpo de prova ensaiado a 20 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538.

Fonte: Autor, 2013.

Quando realizados os ensaios a 35 Hz, nota-se na Figura 98 (a) uma acentuação da deformação plástica por amolecimento da matriz, como já era esperado. A região da superfície, Figura 98 (b), que permite maior troca de calor, apresentou com menor intensidade esse tipo de deformação na matriz. Observa-se nessa região fibras que começaram a serem arrancadas da matriz e fibrilas separadas das fibras.

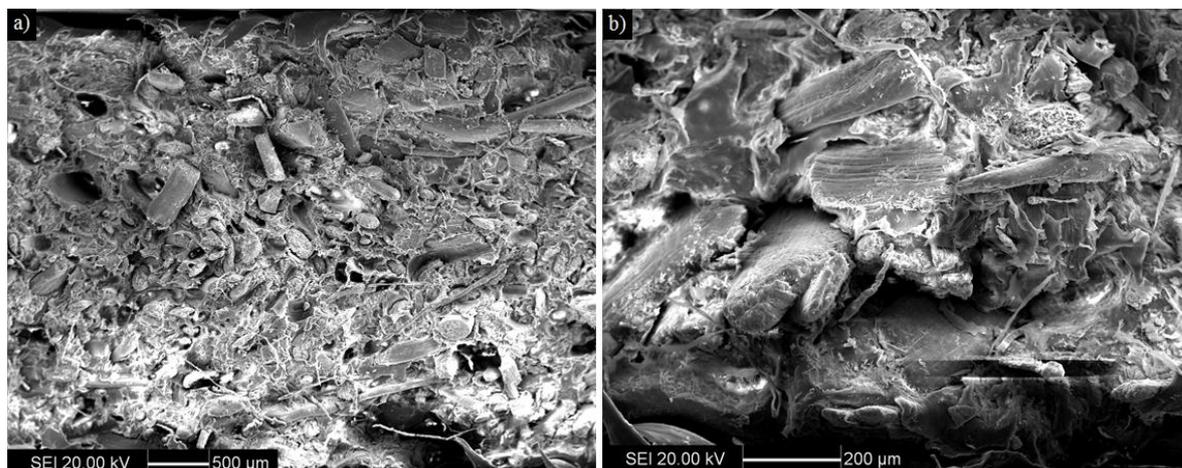


Figura 98: Fractografia em MEV: a) visão geral b) região da superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538.

Fonte: Autor, 2013.

Observa-se na Figura 99, referente ao corpo de prova ensaiado a 35 Hz, que além da matriz ter falhado por aquecimento as fibras presentes no compósito romperam, atuando como reforço, e outras foram arrancadas antes de romper, visto pelos vazios e pontas de fibras presentes na fractografia.

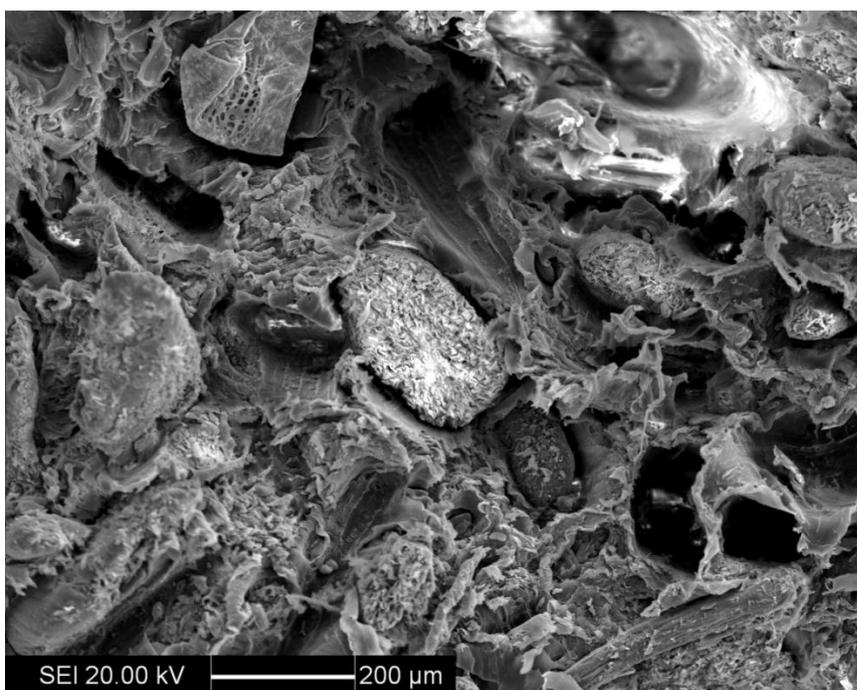


Figura 99: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01538.

Fonte: Autor, 2013.

Nos ensaios refrigerados com o deslocamento de 8 mm, também se observou que a fratura mudou de posição em relação ao ensaio sem a refrigeração, ocorrendo na mesma posição do ensaio com 9 mm refrigerado, como pode ser visto na Figura 100.



Figura 100: Posição da fratura dos ensaios a 8 mm e 9 mm com e sem refrigeração, respectivamente.  
Fonte: Autor, 2013.

O terceiro nível de deslocamento ensaiado foi de  $\pm 7,5$  mm, equivalente a uma amplitude de deformação máxima no corpo de prova de 0,01430. A Figura 101 mostra os resultados dos ensaios, exibindo a curva de número de ciclos em função das 7 frequências em que foram conduzidos. Para esta flecha ensaiada todos os ensaios romperam antes dos 2040000 ciclos. Nota-se que os ensaios realizados nas frequências de 20 Hz exibiram uma maior dispersão do número de ciclo para a falha do que nas outras frequências, sendo a menor e a maior vida de 43 mil e 152 mil ciclos, respectivamente. Na Figura 102, verifica-se as temperaturas registradas ao longo dos ensaios.

Na Figura 103 observa-se as superfícies de corpos de prova ensaiados em 5 Hz, 20 Hz (43 mil ciclos), 20 Hz (152 mil ciclos) e 35 Hz.

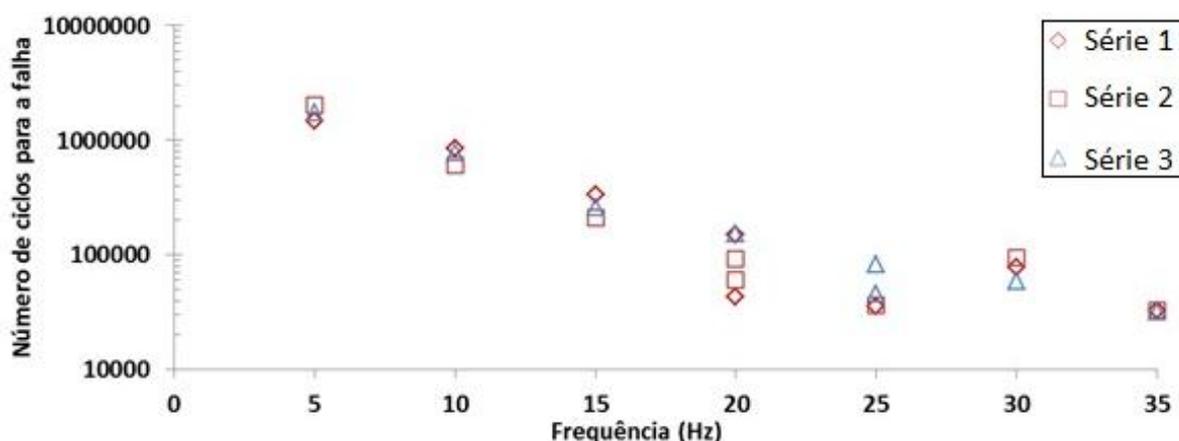


Figura 101: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de  $\pm 7,5$  mm (amplitude de deformação de 0,01430 ).

Fonte: Autor, 2013.

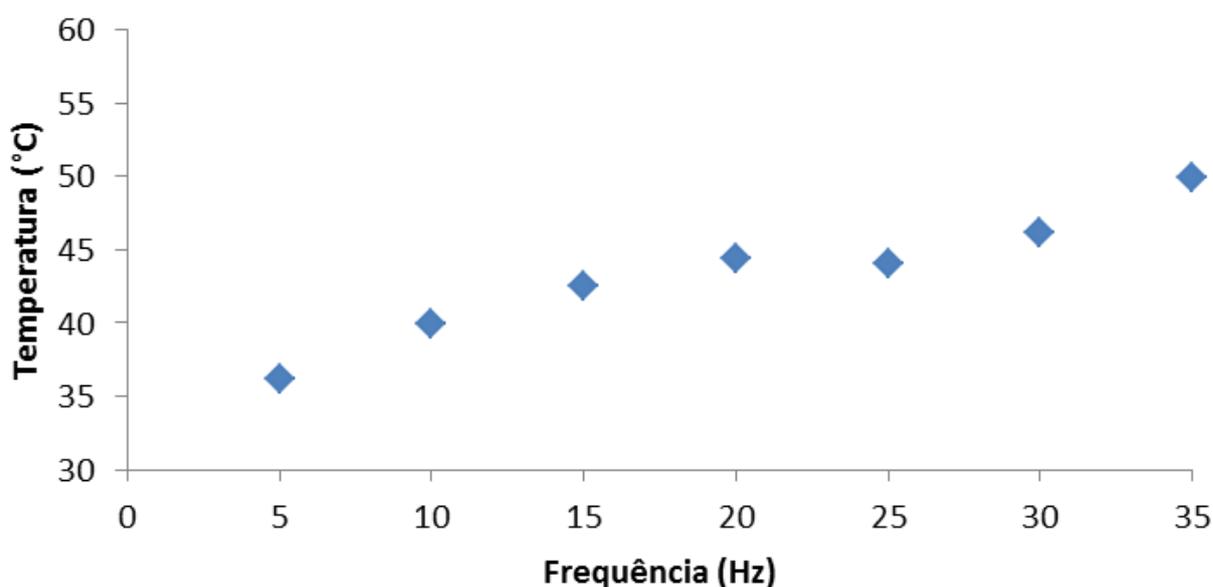


Figura 102: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01430 (deslocamento de  $\pm 7,5$  mm).



Figura 103: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 5Hz, b) 20 Hz (43 mil ciclos) c) 25 Hz (1452 mil ciclos) d) 35 Hz com amplitude de deformação de 0,01430.

Fonte: Autor, 2013.

Na fractografia do ensaio de 5 Hz, observa-se que nesta frequência de ensaio, mesmo na região central do corpo de prova a fratura foi plana, com predominância da falha por fadiga mecânica e uma minoria de falha por aquecimento, além das fibras rompidas rente a matriz, como evidenciado na Figura 104. Na região próxima à superfície (Figura 105) com a troca de

calor favorecida, desaparece qualquer evidência de deformação plástica por aquecimento, exibindo somente uma fratura causada por iniciação e propagação de trinca.

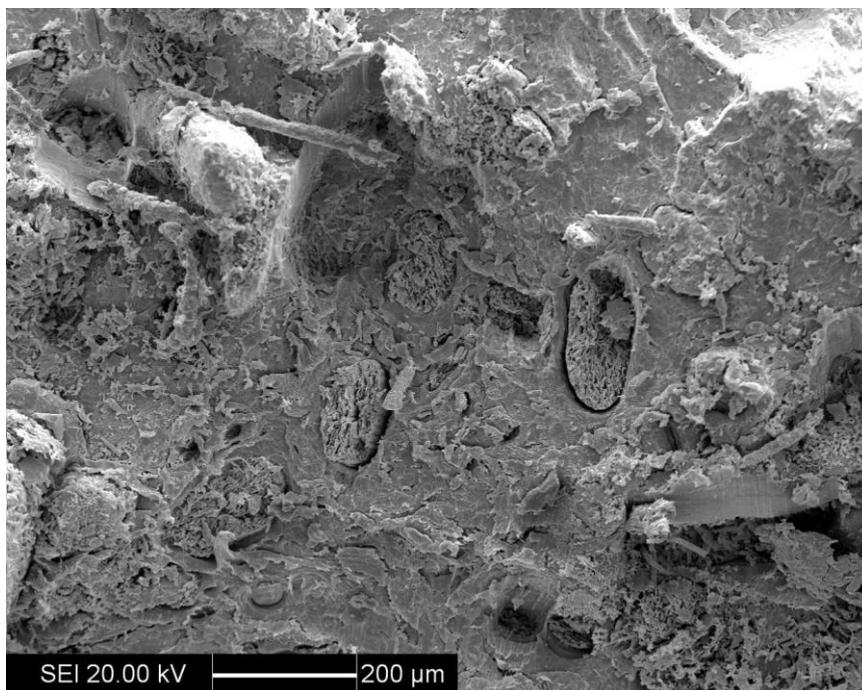


Figura 104: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 5 Hz, com amplitude de deformação de 0,01430.

Fonte: Autor, 2013.

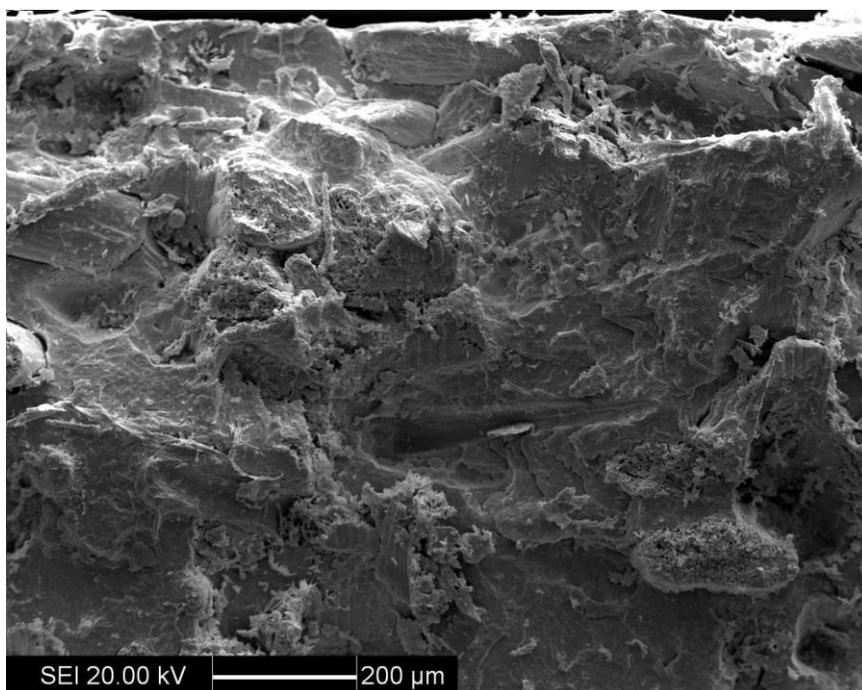


Figura 105: Fractografia em MEV: região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 5 Hz, com amplitude de deformação de 0,01430.

Fonte: Autor, 2013.

Verificando a superfície de fratura do ensaio de 20 Hz que rompeu com 43 mil ciclos, isto é, o de menor vida nesta frequência, constata-se que tanto na região central como na

superfície (Figura 106) houveram deformações plásticas na matriz causadas pelo aumento de temperatura. No centro onde a temperatura é maior, este fenômeno foi muito mais pronunciado e muitas fibras foram arrancadas e verificam-se muitas pontas de fibras, das que permaneceram deste lado da fratura. Na região próxima à superfície esse tipo de deformação ocorreu pontualmente ao redor das fibras presentes.

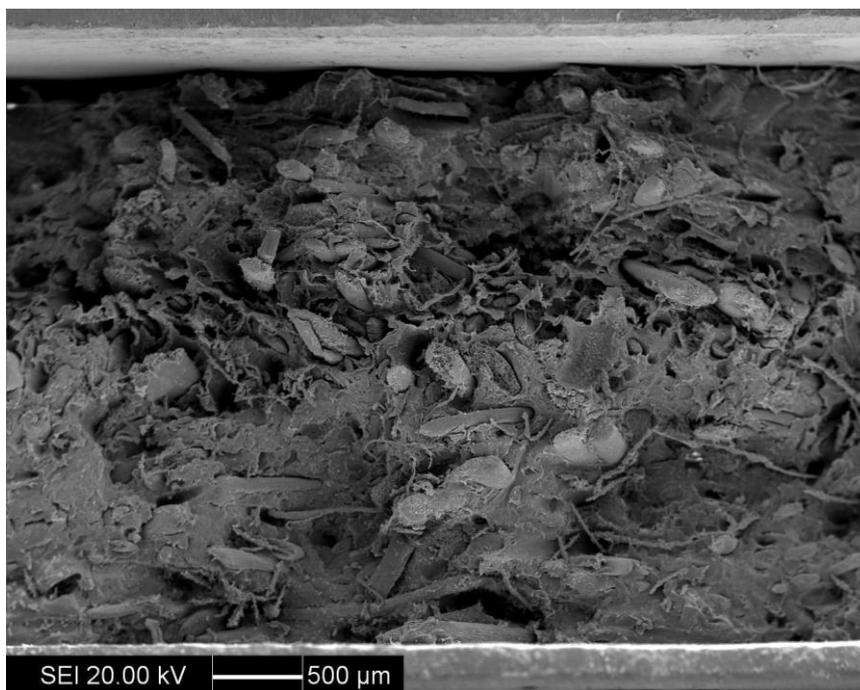


Figura 106: Fractografia em MEV: superfície do corpo de prova ensaiado a 20 Hz de menor vida, com amplitude de deformação de 0,01430.

Fonte: Autor, 2013.

Observando a fractografia do ensaio de 20 Hz de maior vida (152 mil ciclos) (Figura 107), nota-se que o tipo de deformação da matriz foi praticamente o mesmo, sendo uma deformação plástica por aquecimento muito evidenciado na região central e apenas ao redor das fibras, próxima à superfície. Atenta-se também ao fato de desfibrilamento ao longo de toda a fratura.

Ao examinar a fratura do ensaio de 35 Hz próximo a região central da Figura 108, notam-se algumas fibras rompidas, outras que começaram a ser arrancadas da matriz e também as que descolaram da matriz, totalmente falhada por deformação plástica devido ao aquecimento. Verificando a região próxima à superfície, nota-se o mesmo tipo de deformação na matriz, porém o número de fibras arrancadas foi menor, como mostrado na Figura 109

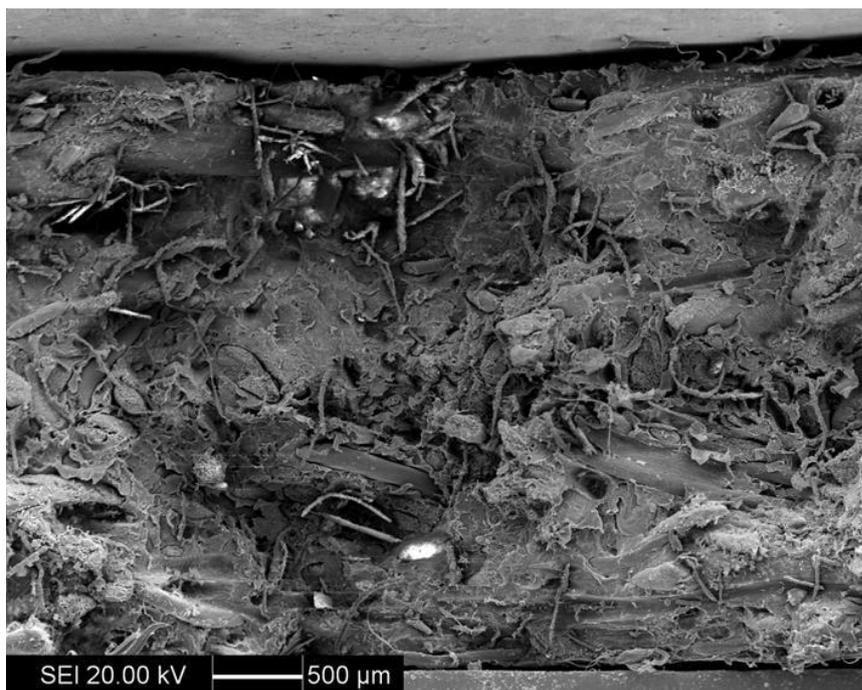


Figura 107: Fractografia em MEV: superfície do corpo de prova ensaiado a 20 Hz de maior vida, com amplitude de deformação de 0,01430.  
Fonte: Autor, 2013.

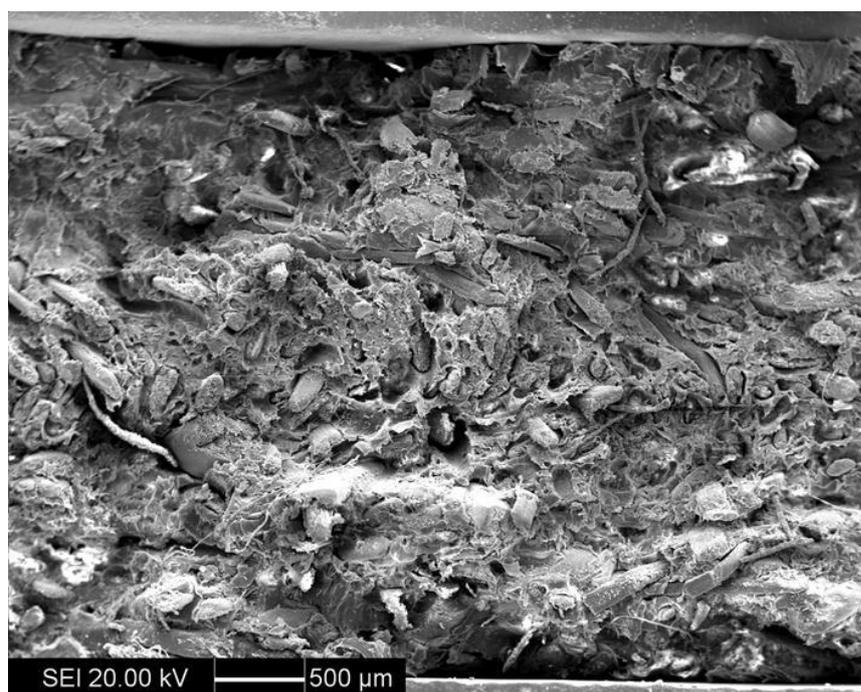


Figura 108: Fractografia em MEV: superfície do corpo de prova ensaiado a 35Hz, com amplitude de deformação de 0,01430.  
Fonte: Autor, 2013.

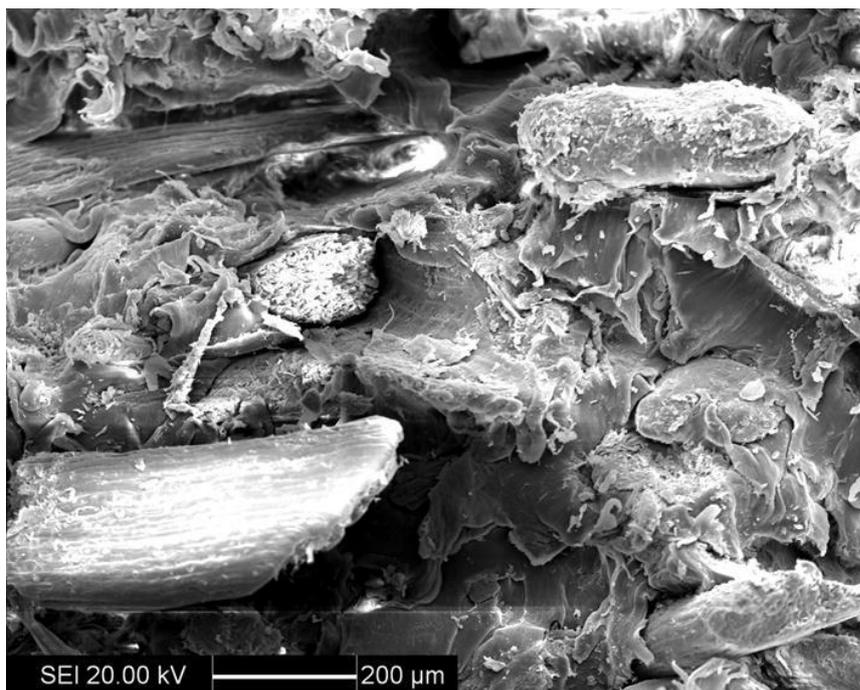


Figura 109: Figura 107: Fractografia em MEV: Região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 35Hz, com amplitude de deformação de 0,01430.  
Fonte: Autor, 2013.

A quarta flecha ensaiada foi de  $\pm 7,00$  mm, que corresponde a uma amplitude de deformação de 0,01318. Os resultados dos ensaios conduzidos neste nível de deslocamento são mostrados na Figura 110. Os corpos de prova ensaiados na frequência de 10 Hz foram solicitados durante 2 milhões de ciclos e não romperam mas já apresentavam a presença de uma trinca dominante, porém os ensaios foram interrompidos sem a falha total. Os corpos de prova ensaiados a 35 Hz refrigerados foram ensaiados até 4,6 milhões de ciclos e não se percebeu a presença de trincas na superfície. Na Figura 110 as setas utilizadas indicam os ensaios que não romperam, de modo a deixar indicado que os ensaios continuariam por mais tempo; esses ensaios foram interrompidos por questão de tempo disponível para a realização dos mesmos. A temperatura na região da máxima deformação nos ensaios de 35 Hz foi de 50,5 °C, e a refrigeração por ar comprimido reduziu a temperatura registrada para 26,6 °C; na Figura 111 pode se ver as temperaturas registradas em função da frequência. A Figura 112 traz a superfície típica de fratura em duas frequências neste carregamento.

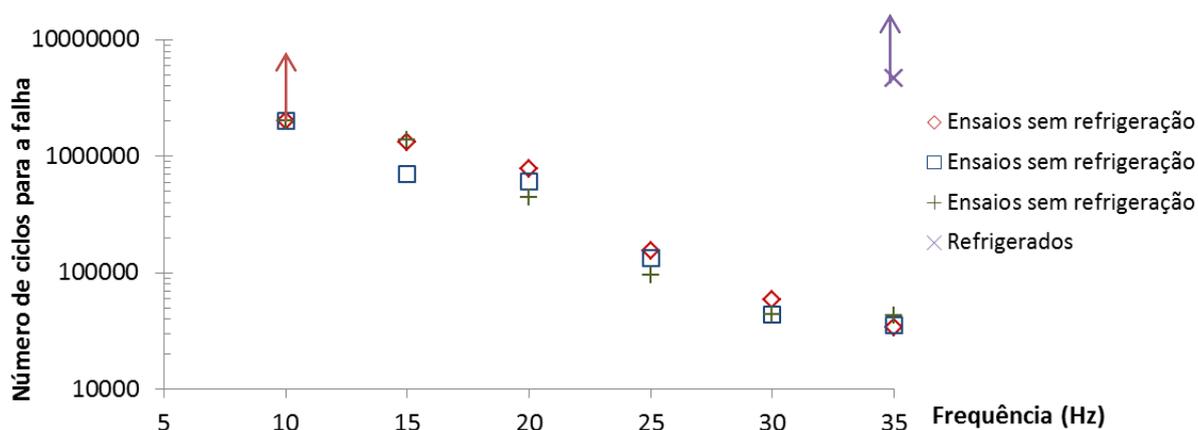


Figura 110: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de 7 mm (amplitude de deformação de 0,01318).

Fonte: Autor, 2013.

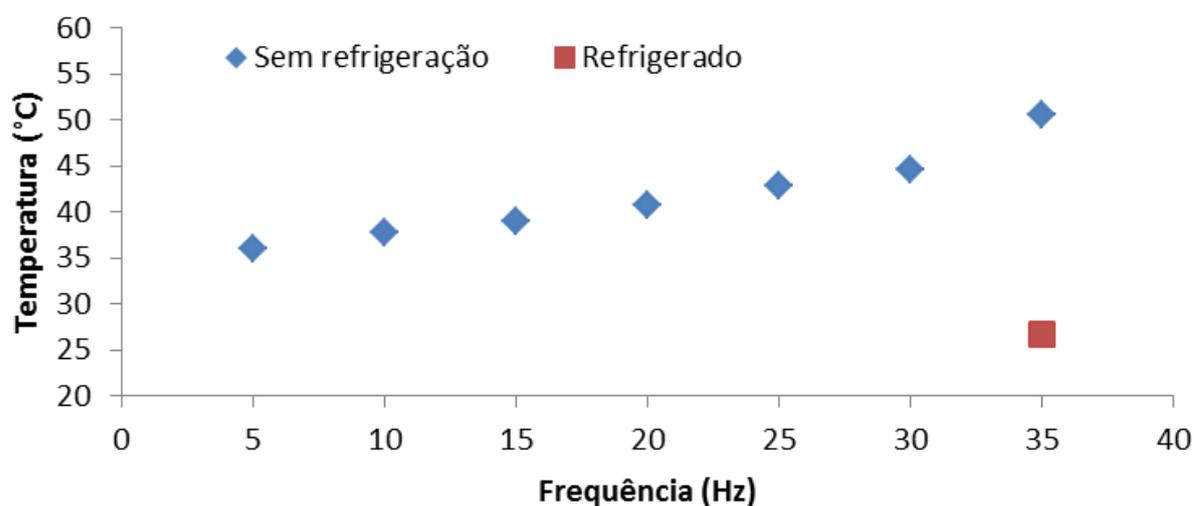


Figura 111: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01318 (deslocamento de  $\pm 7$  mm).

Fonte: Autor, 2013.



Figura 112: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 15 Hz, b) 35 Hz com amplitude de deformação de 0,01318.

Fonte: Autor, 2013.

O corpo de prova ensaiado a 15 Hz apresentou mesmo na região central uma fratura plana com as fibras rompidas rentes à matriz, que só apresentou falha por aquecimento na região de ligação com a fibra (Figura 113 a). A matriz permaneceu ainda ligada a algumas fibras mesmo após a fratura, como pode ser visto na Figura 113 b. Analisando as regiões mais externas do corpo de prova (Figura 114), verifica-se que a maior troca de calor reduziu as deformações por aquecimento ao redor das fibras, deixando a matriz com uma falha predominantemente por fadiga mecânica.

As fractografias do ensaio de 35 Hz mostraram pouca deformação plástica devido ao aumento de temperatura, continuando a exibir este tipo de deformação na matriz somente na região em torno das fibras, tanto na região próxima à linha neutra como na região mais próxima as faces do corpo de prova, como pode ser visto na Figura 115 e na Figura 116. Na região mais próxima da superfície (Figura 116) observam-se fibras arrancadas e a matriz falhada por iniciação e propagação de trincas, característico de fadiga mecânica.

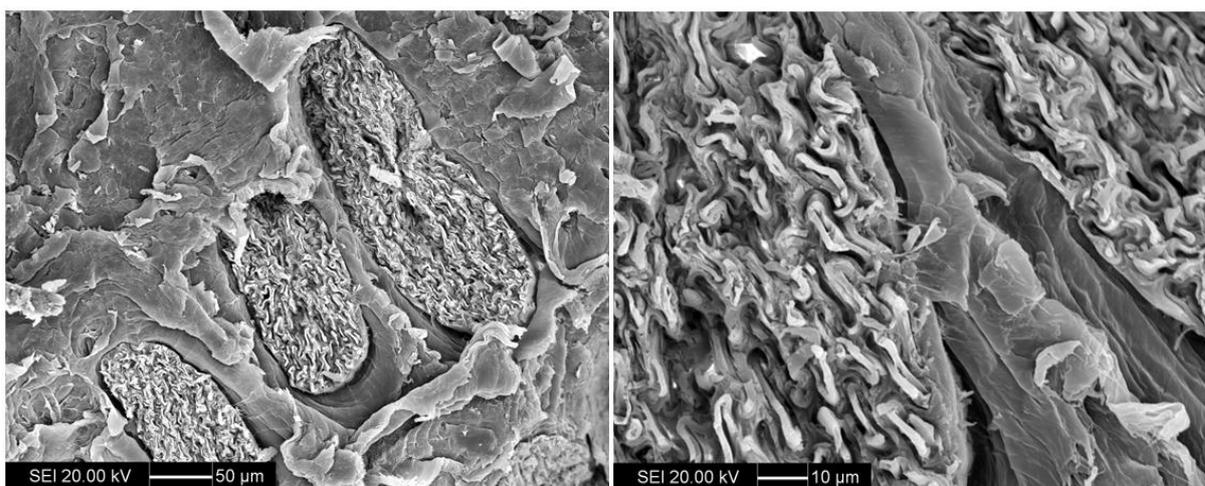


Figura 113: Fractografia em MEV: Região próxima ao centro do corpo de prova ensaiado a 15 Hz, com amplitude de deformação de 0,01318.

Fonte: Autor, 2013.

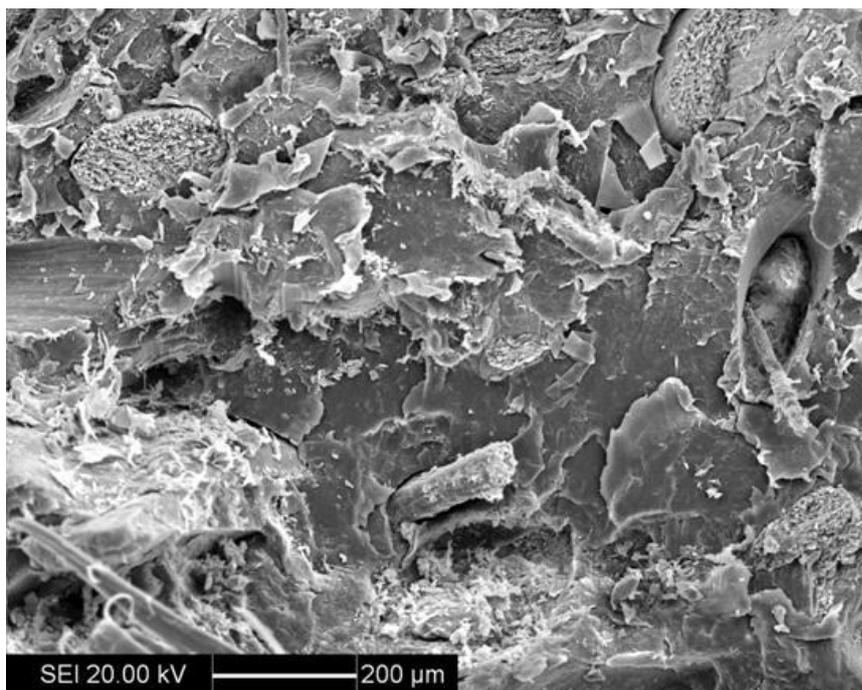


Figura 114: Fractografia em MEV: Região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 15 Hz, com amplitude de deformação de 0,01318.  
Fonte: Autor, 2013.

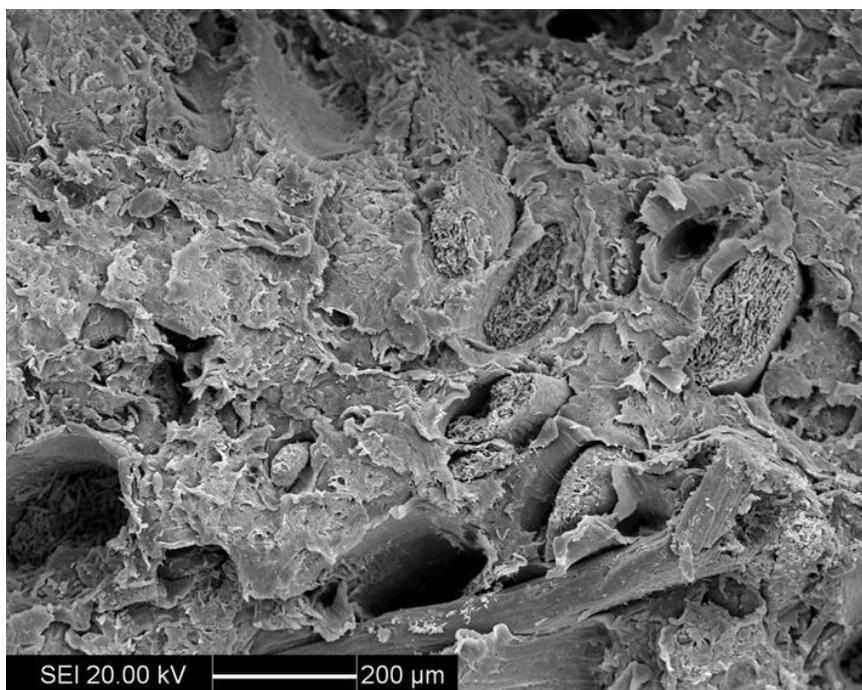


Figura 115: Fractografia em MEV: Região próxima ao centro do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01318.  
Fonte: Autor, 2013.

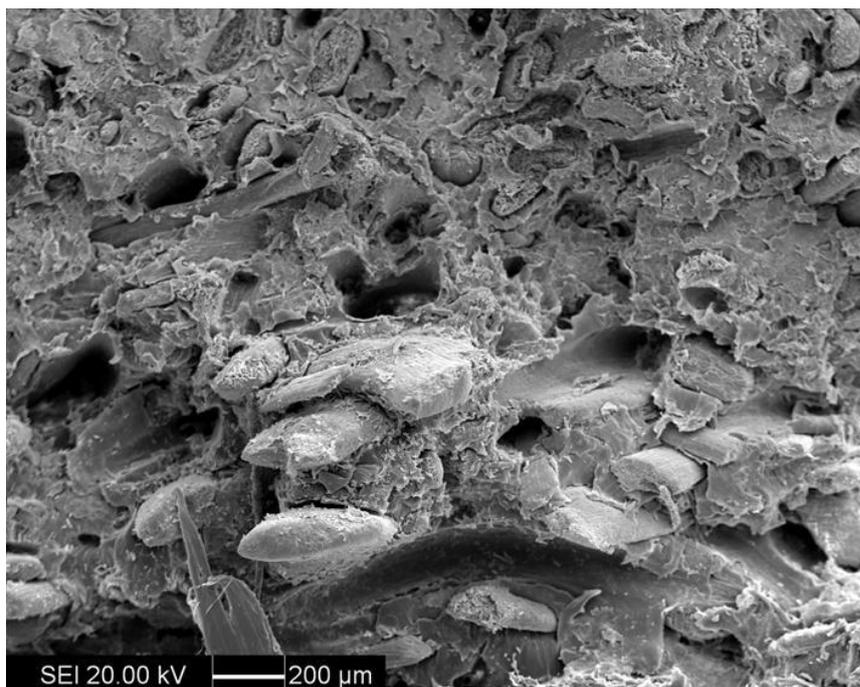


Figura 116: Fractografia em MEV: Região próxima à borda do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01318.

Fonte: Autor, 2013.

A quinta série de ensaios foi realizada com amplitude de deslocamento de  $\pm 6,5$  mm, que propicia uma amplitude de deformação máxima no corpo de prova de 0,01211. A curva de número de ciclos por frequência ensaiada é mostrada na Figura 117. Com esta flecha de 6,5 mm aplicada, os corpos de prova ensaiados em 10 Hz não romperam até 2,5 milhões de ciclos, também não sendo possível visualizar trincas na superfície, sendo representados na Figura 117 com uma seta para indicar que não falharam. Nota-se que os ensaios que romperam apresentaram uma pequena dispersão, indicando assim uma grande repetitividade. As temperaturas medidas na superfície dos corpos de prova são mostradas na Figura 118. A Figura 119 mostra a superfície de fratura de dois corpos de prova, um ensaiado na menor frequência que propiciou a ruptura do corpo de prova (15 Hz) e outro na máxima frequência ensaiada (35 Hz).

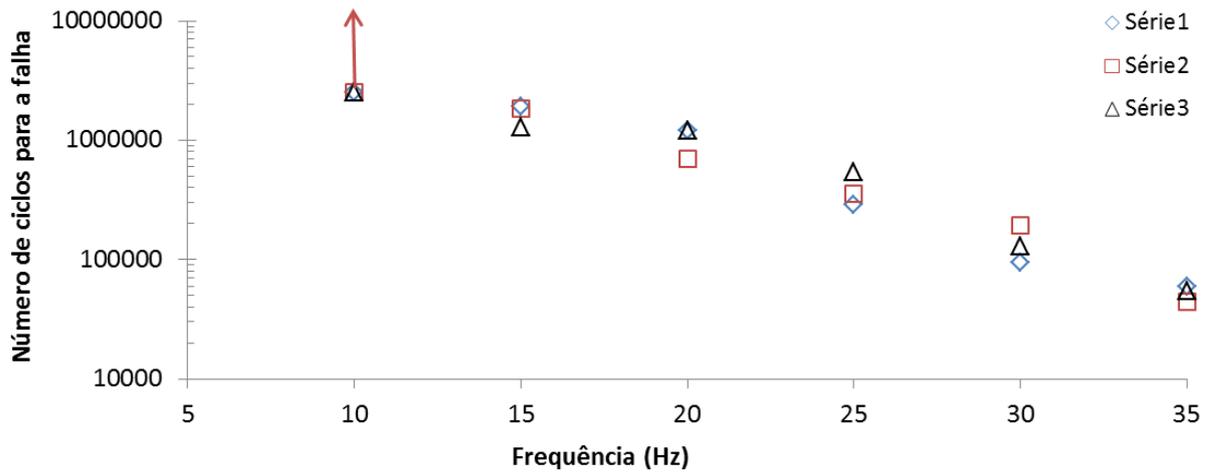


Figura 117: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de 6,5 mm (amplitude de deformação de 0,01211 ).

Fonte: Autor, 2013.

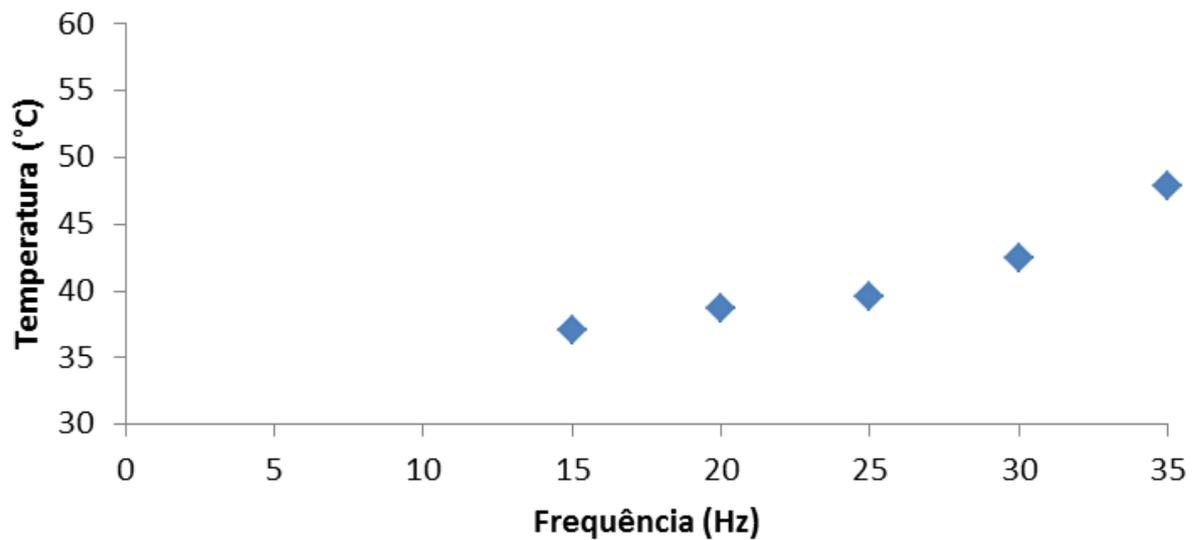


Figura 118: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01211 (deslocamento de  $\pm 6,5$  mm).

Fonte: Autor, 2013.

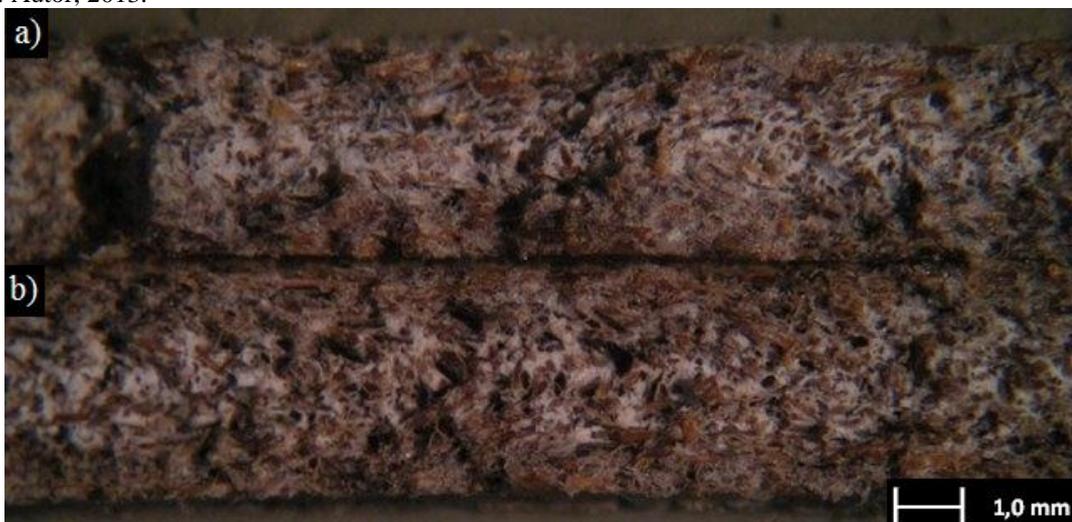


Figura 119: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 15 Hz, b) 35 Hz com amplitude de deformação de 0,01211.

Fonte: Autor, 2013.

Observando a Figura 120 verifica-se uma fratura praticamente plana da matriz para o ensaio realizado a 15 Hz. Olhando com mais atenção a região do centro, percebe-se a presença de fibras que falharam rente a matriz. A matriz só apresentou deformação plástica ao redor das fibras, sendo que o restante falhou por iniciação e propagação de trincas. Examinando as Figura 120 e Figura 121, constata-se que, perto da superfície, a fratura da matriz foi totalmente plana, sem qualquer evidência de ter ocorrido deformação plástica por aquecimento, nem nas regiões de atrito entre fibra e matriz.

Já no ensaio de 35 Hz, não se nota mais uma fratura plana na matriz, tanto na região central como nas bordas, como constatado na Figura 122. Destaca-se que algumas fibras conseguiram agir como reforço e romperam rente a matriz, porém outras foram arrancadas. A deformação plástica por aquecimento foi maior que no ensaio de 15 Hz, ocorrendo em toda área de fratura. Na superfície não se constatou mais deformação plástica por propagação, falhando pelo mesmo tipo do centro, mas reduziu-se a quantidade de fibras arrancadas do PP.

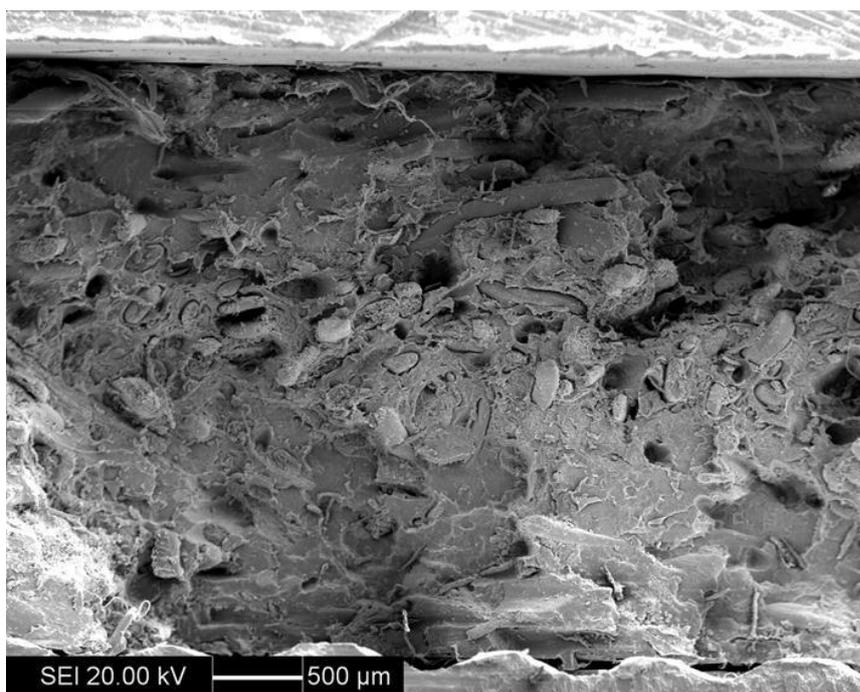


Figura 120: Fractografia em MEV: Superfície do corpo de prova ensaiado a 15 Hz, com amplitude de deformação de 0,01211.

Fonte: Autor, 2013.

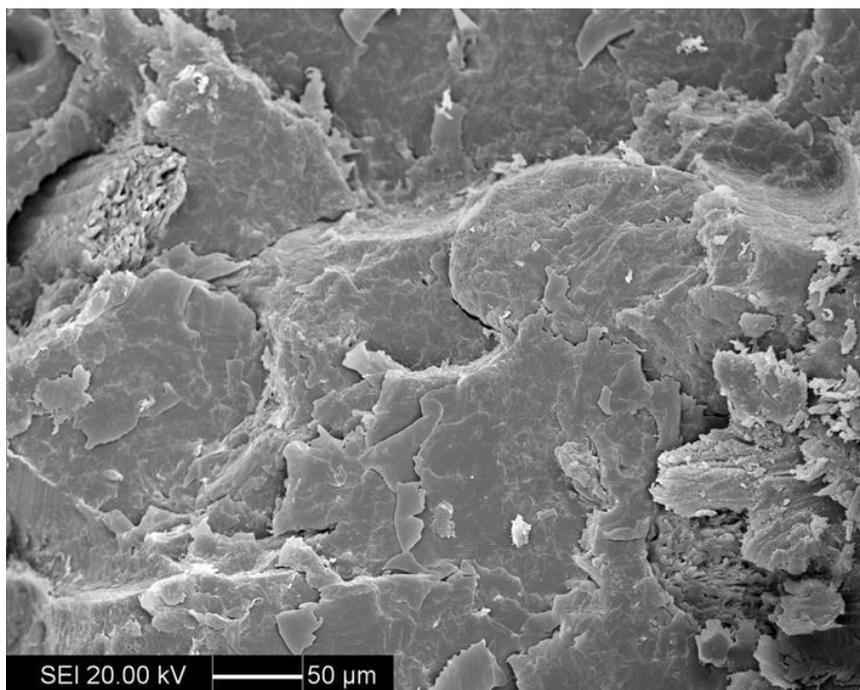


Figura 121: Fractografia em MEV: Região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 15 Hz, com amplitude de deformação de 0,01211.  
Fonte: Autor, 2013.

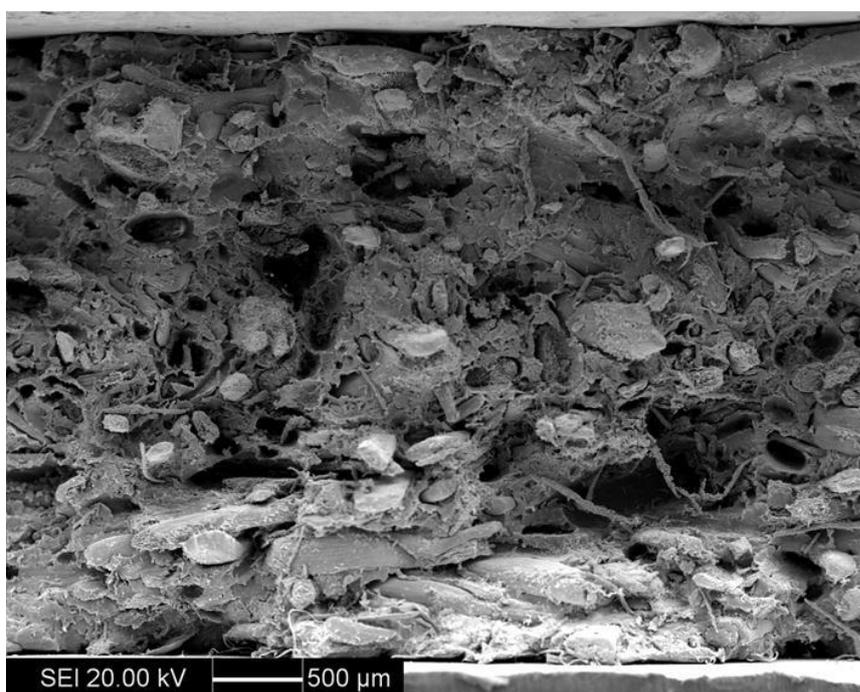


Figura 122: Fractografia em MEV: superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01211.  
Fonte: Autor, 2013.

A última amplitude de deslocamento ensaiada foi de  $\pm 6,0$  mm, significando uma amplitude máxima de deformação de 0,01106 nos corpos de prova, gerando os resultados mostrados na Figura 123. Nos ensaios realizados a 20 Hz, até 2,4 milhões de ciclos, um corpo de prova rompeu, porém outros dois corpos de prova nesta frequência não romperam nem

apresentaram trincas visíveis nas superfícies até este número de ciclos. As temperaturas registradas na superfície são mostradas na Figura 124. Para 3 corpos de prova, ensaiados em 20 Hz, 25 Hz e 35 Hz, as superfícies fraturadas são mostradas na Figura 125.

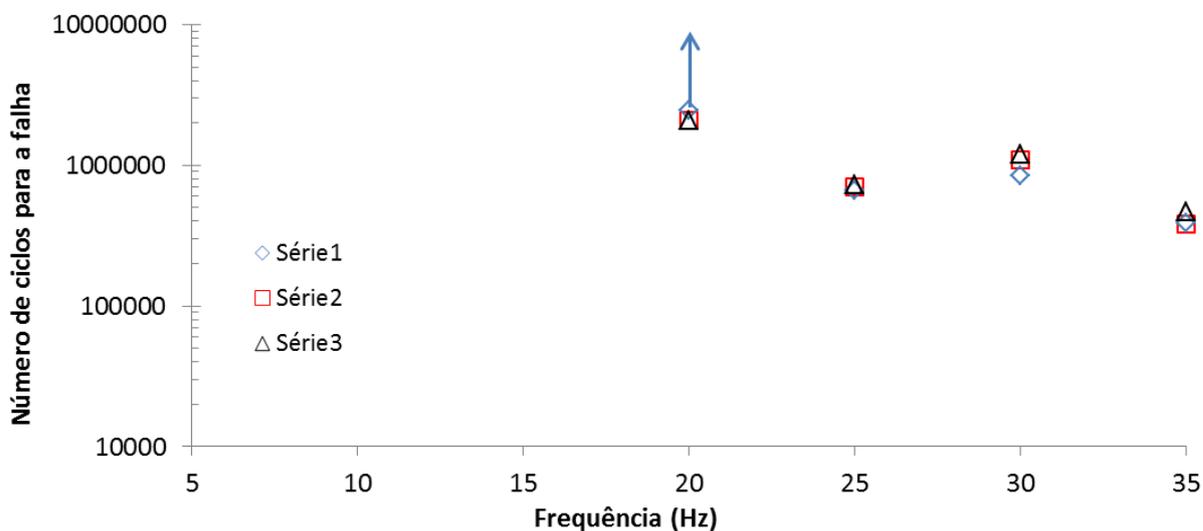


Figura 123: Resultado do número de ciclo para a falha em função da frequência ensaiada, para o deslocamento de 6,0 mm (amplitude de deformação de 0,01106 ).

Fonte: Autor, 2013.

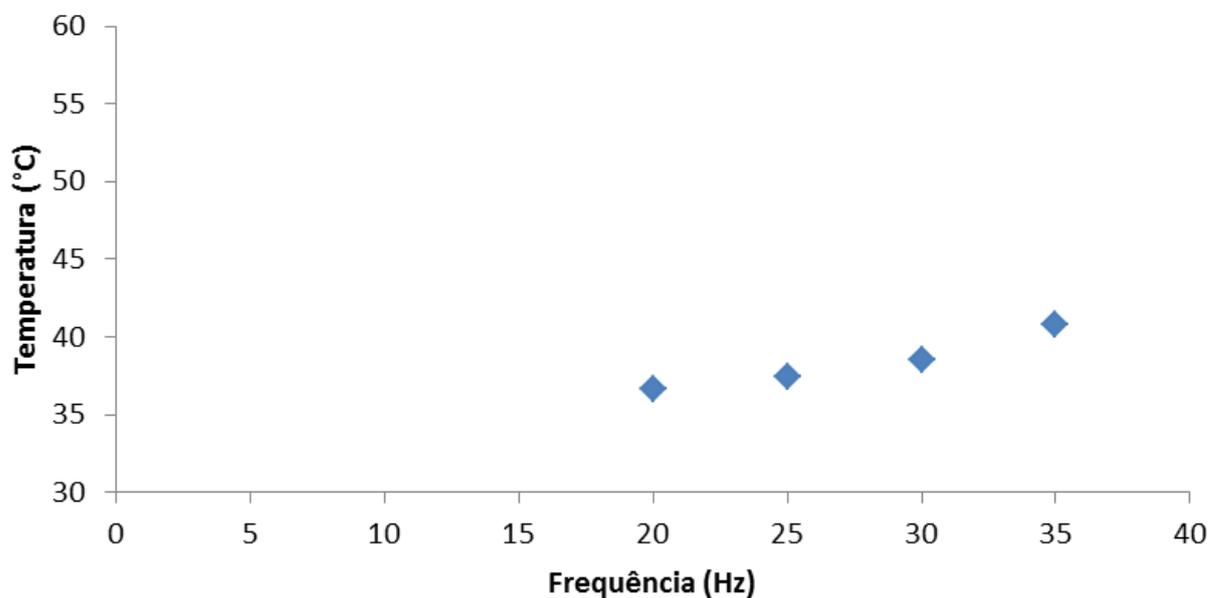


Figura 124: Temperatura na superfície do corpo de prova durante ensaios com amplitude de deformação de 0,01106 (deslocamento de  $\pm 6,0$  mm).

Fonte: Autor, 2013.

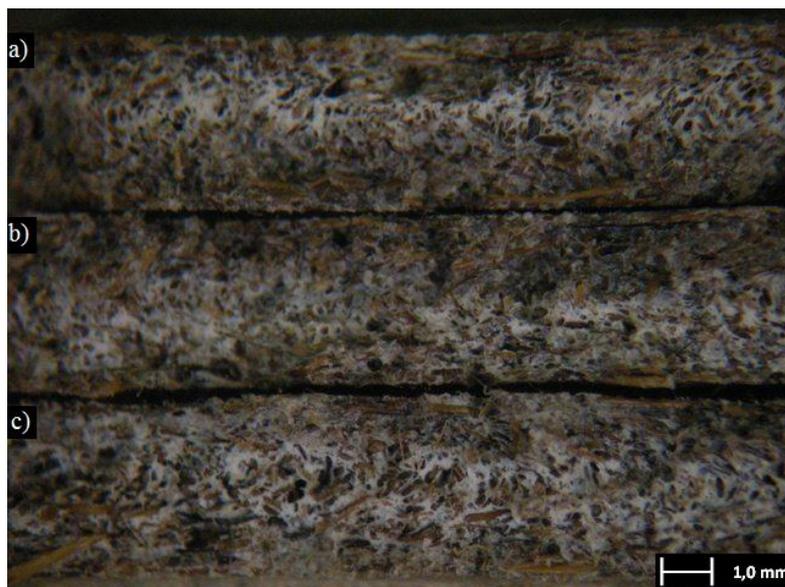


Figura 125: Fotografia das superfícies fraturadas em a) 20 Hz, b) 25 Hz e c) 35 Hz com amplitude de deformação de 0,01106.

Fonte: Autor, 2013.

Estudando a fractografia do ensaio realizado a 20 Hz, Figura 126, verifica-se que ao longo de toda a superfície de fratura, a matriz falhou por propagação de trincas, ausente de deformação por aquecimento. As fibras agiram como reforço, falhando junto da matriz, sem apresentar qualquer descolamento, com desfibrilamento de algumas.

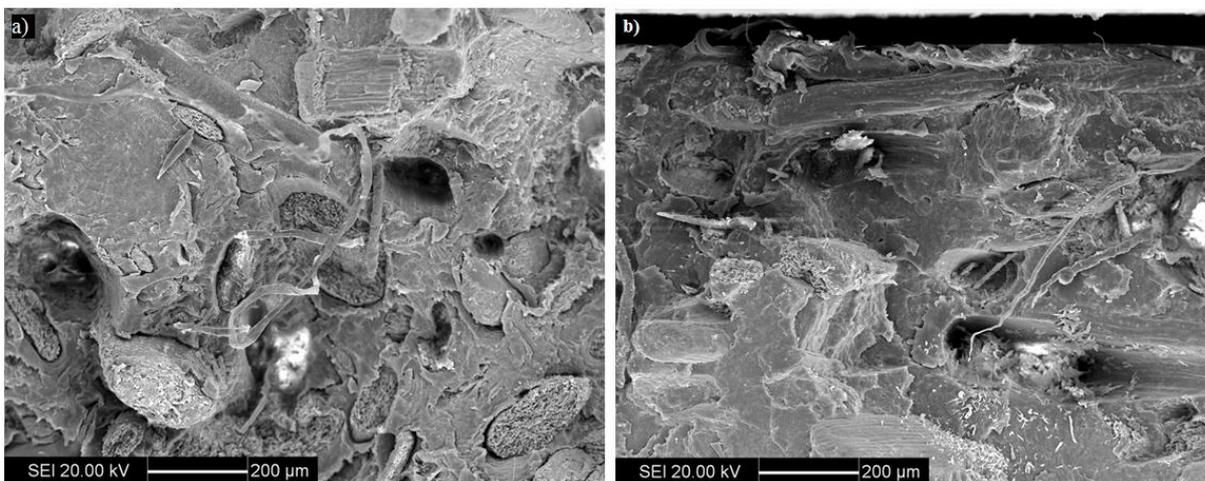


Figura 126: Fractografia em MEV: a) região central e b) região próxima à superfície do corpo de prova ensaiado a 20 Hz, com amplitude de deformação de 0,01106.

Fonte: Autor, 2013.

Nos ensaios de 25 Hz, na região central (Figura 127) não mais se observa uma totalidade de deformação plana por iniciação e propagação de trincas na matriz. Há um surgimento de deformação por aquecimento do PP, mas as fibras continuaram a romper rente a matriz sem descolamento ou arrancamento. Nas regiões mais afastadas do centro (Figura

128) continuou-se a constatar somente falha da matriz por fadiga mecânica, e as fibras se comportando como na região central.

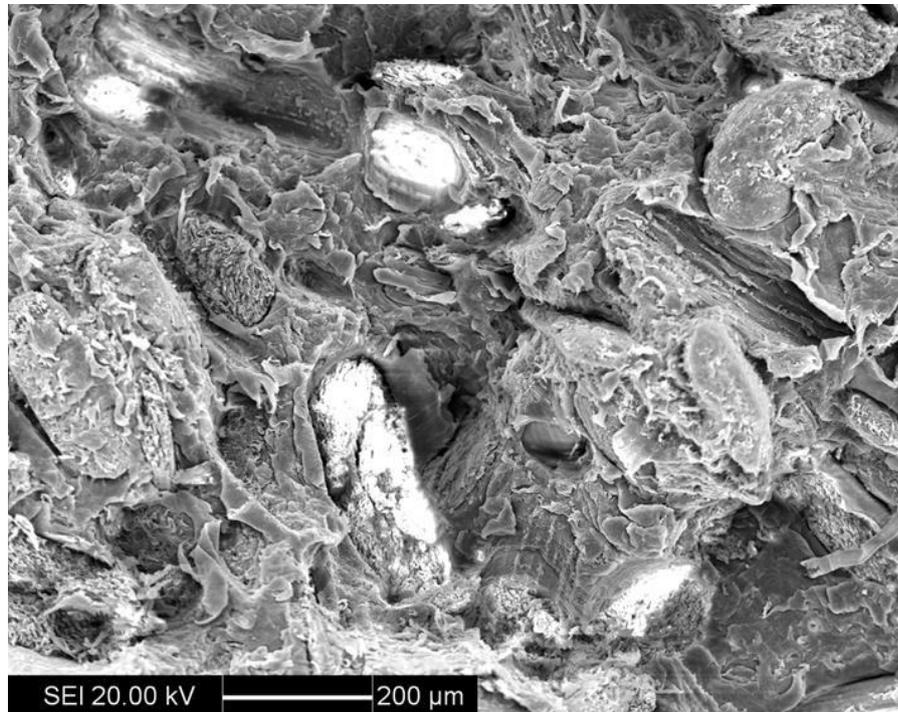


Figura 127: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado a 25 Hz, com amplitude de deformação de 0,01106.

Fonte: Autor, 2013.

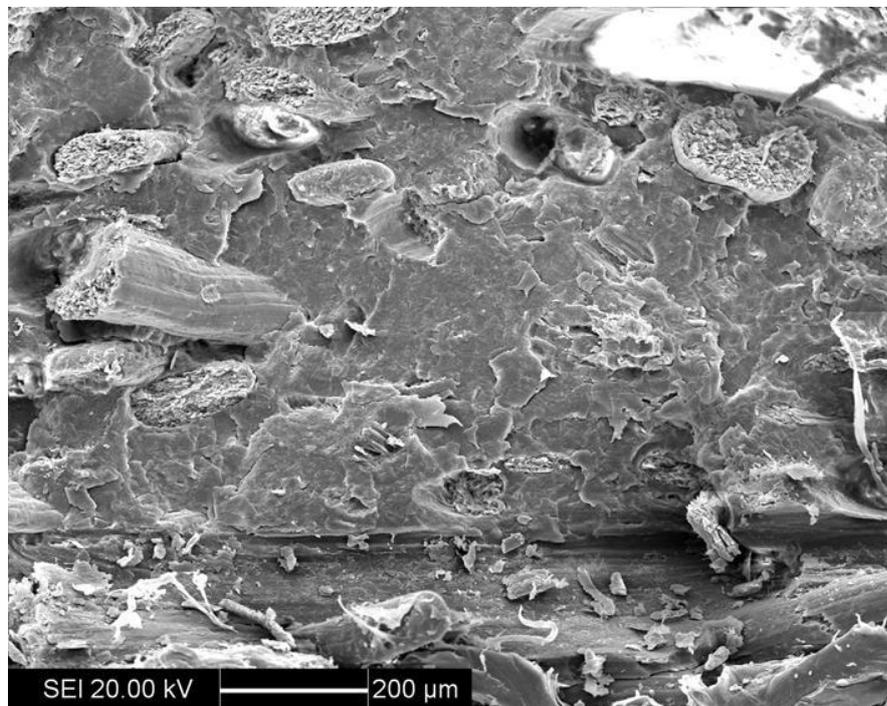


Figura 128: Fractografia em MEV: região próxima da superfície do corpo de prova ensaiado a 25 Hz, com amplitude de deformação de 0,01106.

Fonte: Autor, 2013.

A 35 Hz o compósito apresentou tanto no centro (Figura 129) como nas regiões mais afastadas (Figura 130), uma matriz deformada por aquecimento não ocorrendo regiões de falha mecânica. Algumas fibras deixaram de fraturar rente à matriz, mas não chegando ao ponto de se verificar arrancamentos ou vazios.

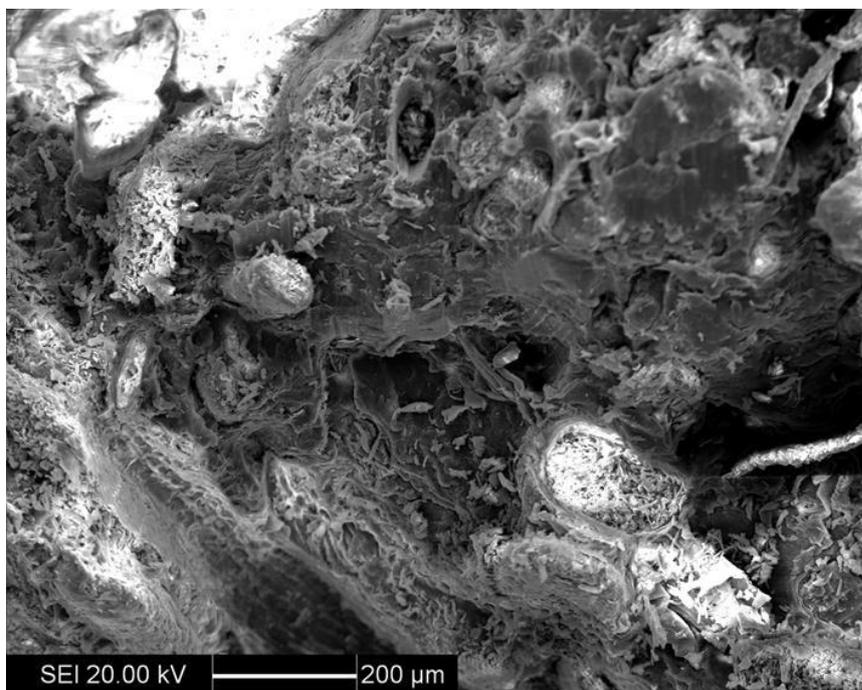


Figura 129: Fractografia em MEV: região central do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01106.  
Fonte: Autor, 2013.

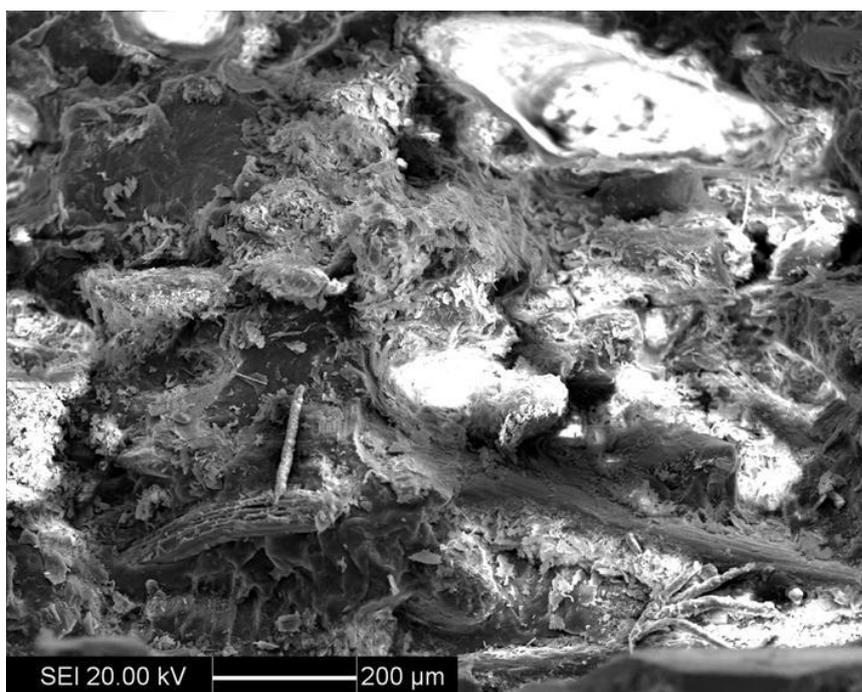


Figura 130: Fractografia em MEV: região próxima da superfície do corpo de prova ensaiado a 35 Hz, com amplitude de deformação de 0,01106.  
Fonte: Autor, 2013.

## 7 DISCUSSÃO

Esta seção apresenta as análises e discussões dos resultados experimentais obtidos nos ensaios de tração e flexão monotônicos, comparando as propriedades mecânicas deste material em estudo com o polipropileno puro e com outros compósitos da literatura.

Em relação ao ensaio de fadiga, será discutida a influência da frequência de ensaio e da refrigeração forçada no modo de fadiga e como isso afeta a vida do material. Além disso, também irá se discutir as fractografias obtidas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) das superfícies fraturadas dos corpos de prova, para avaliar o mecanismo de falha por fadiga presente nas diferentes condições. Será realizada a apresentação e análise das curvas de deformação-número de ciclos ( $\epsilon$ -N) obtidas a partir dos resultados dos ensaios cíclicos.

### 7.1 Ensaios de tração e flexão.

Na Figura 64 e na Figura 71 pode se observar que as 5 curvas obtidas nos ensaios apresentam boa coincidência tanto no ensaio de tração e no ensaio de flexão. Este fato demonstra que os ensaios apresentaram boa repetitividade, justificando os baixos valores de desvios padrão obtidos nas propriedades, como mostrado nas Tabela 4 e Tabela 7.

Comparando o limite de escoamento em tração e em flexão observa-se que mesmo o ensaio de flexão sendo realizado a uma taxa de deformação menor do que em tração, o limite de escoamento em flexão foi 31,5% maior. Analisando a literatura, não foi encontrada nenhuma explicação para este fato, mas verificou-se que outros autores também reportaram propriedades em flexão maiores do que em tração (DEVI; BHAGAVAM; THOMAS, 1997; ROUT et al., 2001; SANTOS et al., 2008; CARANTI; BONSE; COSTA, 2011; ANTUNES, 2012).

A Tabela 8 exibe o comparativo das propriedades de engenharia em tração e a Tabela 9 compara as propriedades mecânicas em flexão do compósito em estudo com o polipropileno puro estudado por Caranti, Bonse e Costa (2011), na mesma máquina de ensaios (INSTRON mod. 5567) e com a mesma velocidade de ensaio.

Tabela 8: Comparação entre as propriedades em tração do material em estudo com polipropileno puro.

	<b>Módulo elástico em tração (GPa)</b>	<b>Resistência à Tração (MPa)</b>	<b>Deformação na Ruptura (%)</b>
Compósito estudado (este trabalho)	3,16 ± 0,09	48,44 ± 0,79	4,72 ± 0,18
Polipropileno puro (Caranti; Bonse; Costa, 2011)	2,20 ± 0,11	34,1 ± 0,30	> 500

Fonte: Autor, 2013.

Tabela 9: Comparação entre as propriedades em flexão do material em estudo com polipropileno puro..

	<b>Módulo Elástico em flexão (GPa)</b>	<b>Tensão em flexão à deformação de 2% (MPa)</b>
Compósito estudado (este trabalho)	2,94 ± 0,07	69,75 ± 1,49
Polipropileno puro (Caranti; Bonse; Costa, 2011.)	1,80 ± 0,06	31,4 ± 0,50

Fonte: Autor, 2013.

Comparando os valores das propriedades mecânicas obtidas em tração deste trabalho com os as propriedades do polipropileno puro obtidas por Caranti, Bonse e Costa (2011), pode-se notar que a adição de fibras de coco funcionou como reforço aumentando as propriedades mecânicas do material. O módulo elástico e a resistência à tração aumentaram em 43,6% e 42,05% respectivamente. Isto significou um ganho de rigidez e resistência mecânica do material. A deformação na ruptura foi reduzida no compósito, como era de se esperar, devido à menor mobilidade da matriz proporcionada pela presença do reforço.

Quando comparadas as propriedades em flexão do compósito de fibra de coco com o polipropileno puro, também se nota a atuação das fibras como reforço na matriz; o módulo elástico aumentou de 1,80 GPa para 2,94 GPa, representando um aumento de a 65% na rigidez do material. A tensão de escoamento no material à 2% de deformação, foi de 31,4 MPa para 69,75 MPa, significando um aumento de 122,13%. Assim verifica-se que em flexão o aumento obtido nas propriedades foi maior do que em tração.

A Tabela 10 faz a comparação do módulo elástico, em flexão, do compósito em estudo com outros compósitos encontrados na literatura. A Tabela 11 realiza o mesmo tipo de comparação, porém em relação ao módulo elástico, em tração, enquanto que a Tabela 12 mostra o comparativo da resistência em tração do material estudado nesta dissertação com compósitos termoplásticos da literatura.

Tabela 10: Comparação do módulo de elasticidade em flexão com a literatura.

	<b>Compósito</b>		<b>Velocidade do ensaio (mm/min)</b>	<b>Módulo de elasticidade em flexão (GPa)</b>
	<b>Matriz</b>	<b>Fibra</b>		
Este trabalho (valores de referência)	PP	Coco	1,3	2,94
SANTOS et al, 2008	PP	30% Pó de madeira	não informado	-
SANTOS et al, 2008	PA-6	20% Curauá	não informado	-
CARANTI; BONSE; COSTA, 2011	PP	40% Bambu	1,3	3,28

Fonte: Autor, 2013.

Tabela 11: Comparação do módulo de elasticidade em tração com a literatura.

	Compósito		Velocidade do ensaio (mm/min)	Módulo de elasticidade em tração (GPa)
	Matriz	Fibra		
Este trabalho (valores de referência)	PP	Coco	5	3,16
SANTOS et al, 2008	PP	30% Pó de madeira	não informado	2,30
SANTOS et al, 2008	PA-6	20% Curauá	não informado	5,50
CARANTI; BONSE; COSTA, 2011	PP	40% Bambu	5	4,68

Fonte: Autor, 2013.

Tabela 12: Comparativo da resistência em tração com outros compósitos termoplásticos.

Referência	Matriz	Fibra	Vel. ensaio de tração (mm/min)	Res. Mec. tração (MPa)
Este trabalho (valores de referência)	PP	40% coco	5	48,4
SANTOS et al, 2008	PP	Pó de madeira	não informado	28,0
SANTOS et al, 2008	PA 6	20% curauá	não informado	83,0
WAMBUA, IVENS, VERPOEST, 2003	PP	50% kenaf	2	33,0
WAMBUA, IVENS, VERPOEST, 2003	PP	40 % em volume de coco	2	10,0
WAMBUA, IVENS, VERPOEST, 2003	PP	40% cânhamo	2	52,0
CARANTI; BONSE; COSTA, 2011	PP	40% Bambu	5	46,6
GELFUSO, SILVA E THOMAZINI, 2011	PP	20% coco	5	28,4
BETTINI et al, 2011	PP	30% coco	5	22,7
BETTINI; ANTUNES; MAGNABOSCO ,2011	PP	30% coco	5	38,8

Fonte: Autor, 2013.

Verifica-se das Tabela 10 e Tabela 11 que o material em estudo alcançou uma rigidez semelhante, a alguns compósitos termoplásticos da literatura. Analisando a resistência mecânica do compósito estudado com a literatura, na Tabela 12 nota-se que com a adição das fibras de coco e o agente compatibilizante, conseguiu-se obter resistência em tração inferior a apenas 2 dos 9 materiais apresentados, mostrando as vantagens do uso de fibras de coco no reforço de PP.

A Tabela 13 mostra um comparativo entre as deformações na ruptura com outros compósitos, onde se observa o mesmo resultado, isto é, o compósito aqui estudado atingiu uma deformação na ruptura próximo aos compósitos estudados anteriormente na literatura.

Tabela 13: Comparativo das deformações na ruptura.

Referência	Matriz	Fibra	Vel. ensaio de tração (mm/min)	Deformação na ruptura (%)
Este trabalho (valores de referência)	PP	40% coco	5	4,61
BETTINI et al, 2010	PP	30% coco	5	1,3
BETTINI; ANTUNES; MAGNABOSCO	PP	30% coco	5	5,26

Fonte: Autor, 2013.

A justificativa para o aumento das propriedades de resistência e rigidez do polipropileno pelo uso das fibras de coco está nas fractografias do MEV mostradas nas Figura 67 a Figura 69, que mostram que os 4% de agente compatibilizante utilizados funcionaram corretamente, promovendo a adequada ligação entre as duas fases, possibilitando a

transferência dos esforços solicitantes da matriz para as fibras, confirmando o dito na literatura (Bledzk; Gassan, 1998; Moraes, 2010; Bettini; Antunes; Magnabosco, 2011; Antunes et al. 2012). Mostra-se, com estas comparações, que o compósito de PP com 40% de fibras de coco e 4% PP-g-MA apresenta comportamento mecânico monotônico que viabiliza seu uso em aplicações estruturais, e portanto o estudo do comportamento em fadiga torna-se ainda mais relevante.

## 7.2 Ensaio de fadiga em flexão.

Dos resultados obtidos dos ensaios de fadiga por flexão alternada, pode-se analisar a influência da frequência de ensaio, da taxa de deformação aplicada e da amplitude de deformação no número de ciclos que foram necessários para a falha.

### 7.2.1 Análise das curvas de frequência por número de ciclos ( $f-N_f$ ) e das fractografias em MEV.

Para começar a discutir as curvas de frequência por número de ciclos para as 6 diferentes amplitudes ensaiadas, é interessante explicar que os ensaios realizados na maior amplitude de deslocamento ( $\pm 9$  mm) apresentaram uma deformação máxima de 0,01766 e uma tensão máxima inicial de 38,11 MPa que é maior que o limite de escoamento em flexão a 0,2% (36,90 MPa). Contudo é importante observar que a taxa de deformação do ensaio monotônico de flexão, de  $0,00017s^{-1}$ , é muito inferior à menor taxa de deformação imposta ao material quando ensaiado ciclicamente com flecha de  $\pm 9$  mm ( $0,3599 s^{-1}$ , segundo cálculo mostrado em detalhes no anexo D). Sabe-se que quanto maior a taxa de deformação maior a resistência mecânica encontrada para materiais poliméricos, ao se verificar o limite de escoamento para uma taxa de deformação de  $0,3599 s^{-1}$ , que é de 74,06 MPa (conforme detalhado no anexo F) permite inferir que todos os ensaios ocorreram com predominância de deformação elástica.

Reunindo todos os resultados dos ensaios em função da frequência ensaiada, para efeito de comparação, obtêm-se a Figura 131, de onde como esperado, ao se diminuir a amplitude de deformação imposta, as curvas foram deslocando-se para cima, isto é, foi aumentando a vida do material.

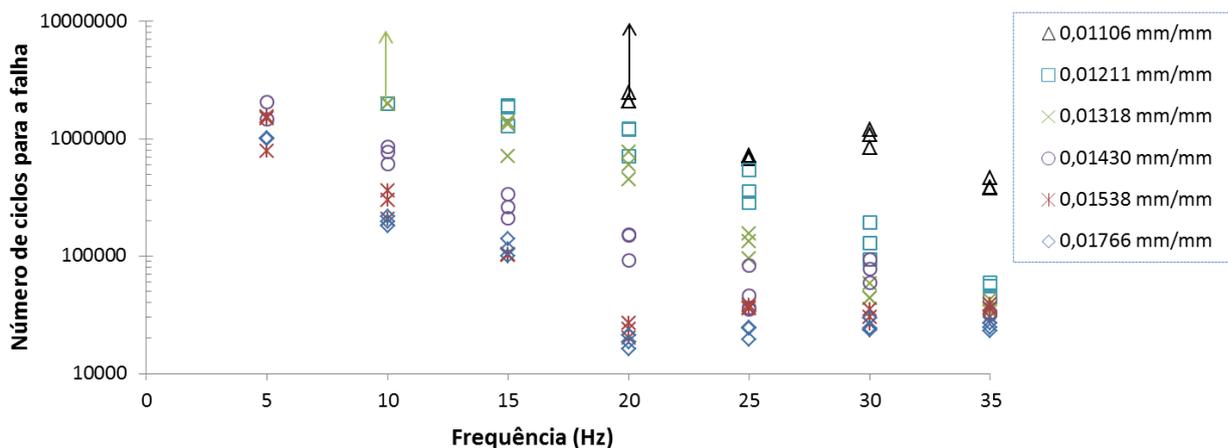


Figura 131: Resultados dos ensaios em diferentes amplitudes de deformação reunidos em função da frequência.  
Fonte: Autor, 2013.

Observando a Figura 74, verifica-se que nos ensaios com 0,01766 ( $\pm 9$  mm de flecha), ao se aumentar a frequência de ensaio o número de ciclos diminui, onde em 20 Hz a curva apresenta uma mudança de tendência, fazendo o número de ciclos necessários para o material falhar tornar-se praticamente constante até 35 Hz. Em relação aos ensaios realizados com amplitude de deformação 0,01538 (deslocamento de  $\pm 8$  mm), a Figura 132 mostra que a vida do material em função da frequência dos ensaios foi levemente superior aos ensaios com flecha de 9 mm, o que era esperado devido ao menor nível de deformação atuante solicitando menos o material. Também foi observada uma tendência decrescente do número de ciclos para a falha conforme se aumenta a frequência, que também se estabilizou a partir de 20 Hz. Isto está relacionado ao comportamento mostrado na Figura 133, que mostra as temperaturas registradas na superfície dos corpos de prova, verificando-se que tanto nos ensaios de 0,01766 como os de 0,01538 estas são muito próximas.

Comparando as fractografias dos ensaios de flecha de 8 mm (amplitude de deformação 0,01538) das regiões centrais e das superfícies dos ensaios realizados em 20 Hz e 35 Hz, Figura 134, verifica-se que em 20 Hz o mecanismo de falha na região central já é igual ao dos ensaios de 35 Hz, e que a superfície já apresenta deformação plástica, apresentando uma falha muito próxima do ensaio de 35 Hz. Com isso, pode-se então dizer que a partir da frequência de solicitação de 20 Hz, não existe mais predominância de falha por fadiga mecânica, a fadiga com efeito de aquecimento domina o processo de falha do material, pois há menos tempo para dissipar o calor que foi gerado, ou seja, a taxa de geração de calor é maior do que a taxa de dissipação para o ambiente. Algo semelhante foi encontrado na literatura (região I da Figura 32) que para maiores amplitudes de solicitação do material, e/ou em maiores frequências de ensaio pode ocorrer à dominância da falha por aquecimento, levando a falha por fadiga com efeito de aquecimento, devido geração de calor ser maior que a dissipação para o ambiente.

No caso em estudo a frequência foi mais decisiva para o tipo de falha do que a amplitude de deformação aplicada.

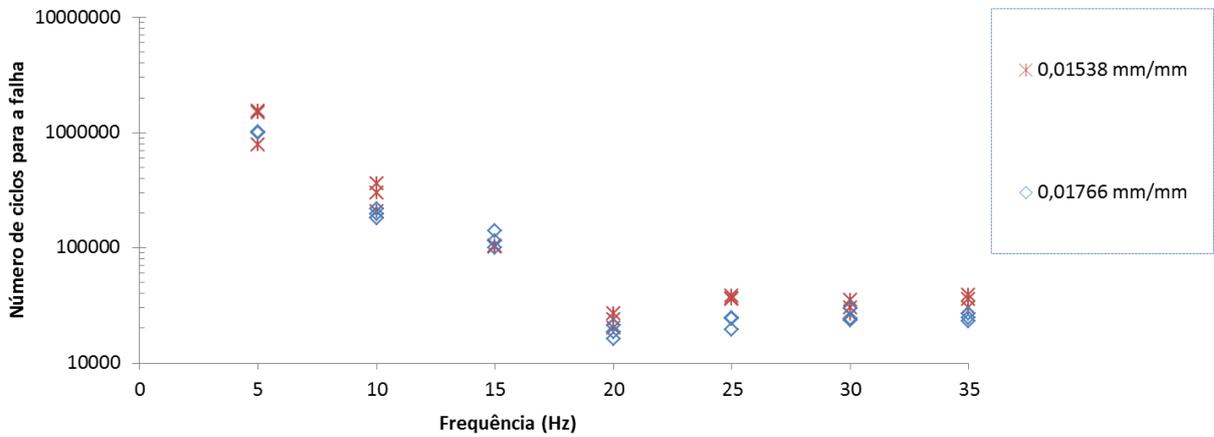


Figura 132: Comparativo do número de ciclos para a falha em função da frequência para os ensaios com amplitude de deslocamento de 8 e 9 mm.

Fonte: Autor, 2013.

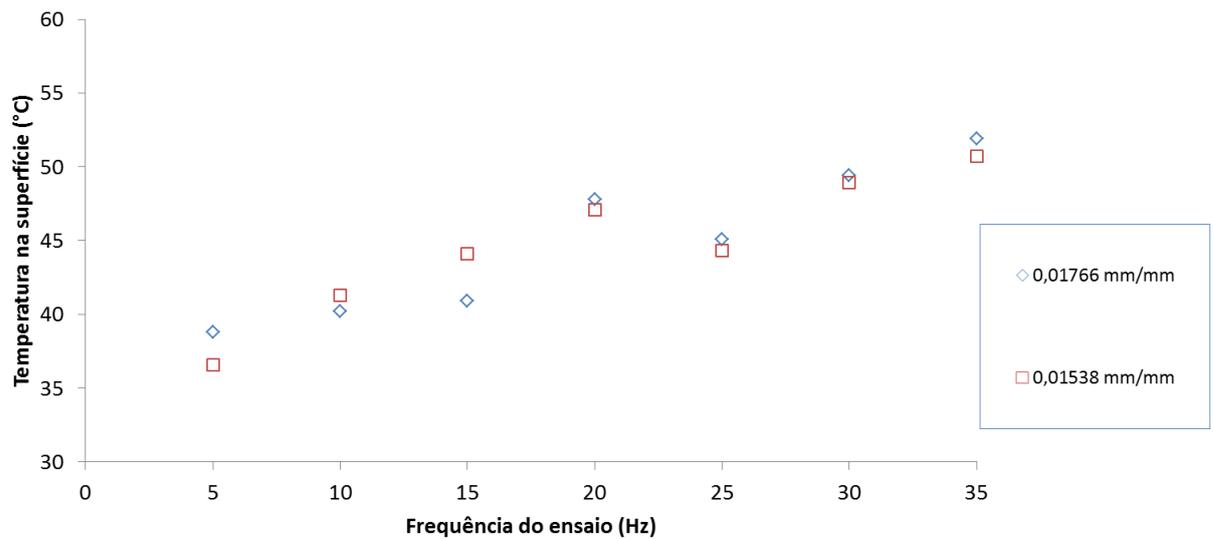


Figura 133: Comparativo das temperaturas superficiais registradas durante os ensaios de amplitude de deslocamento de 8 e 9 mm.

Fonte: Autor, 2013.

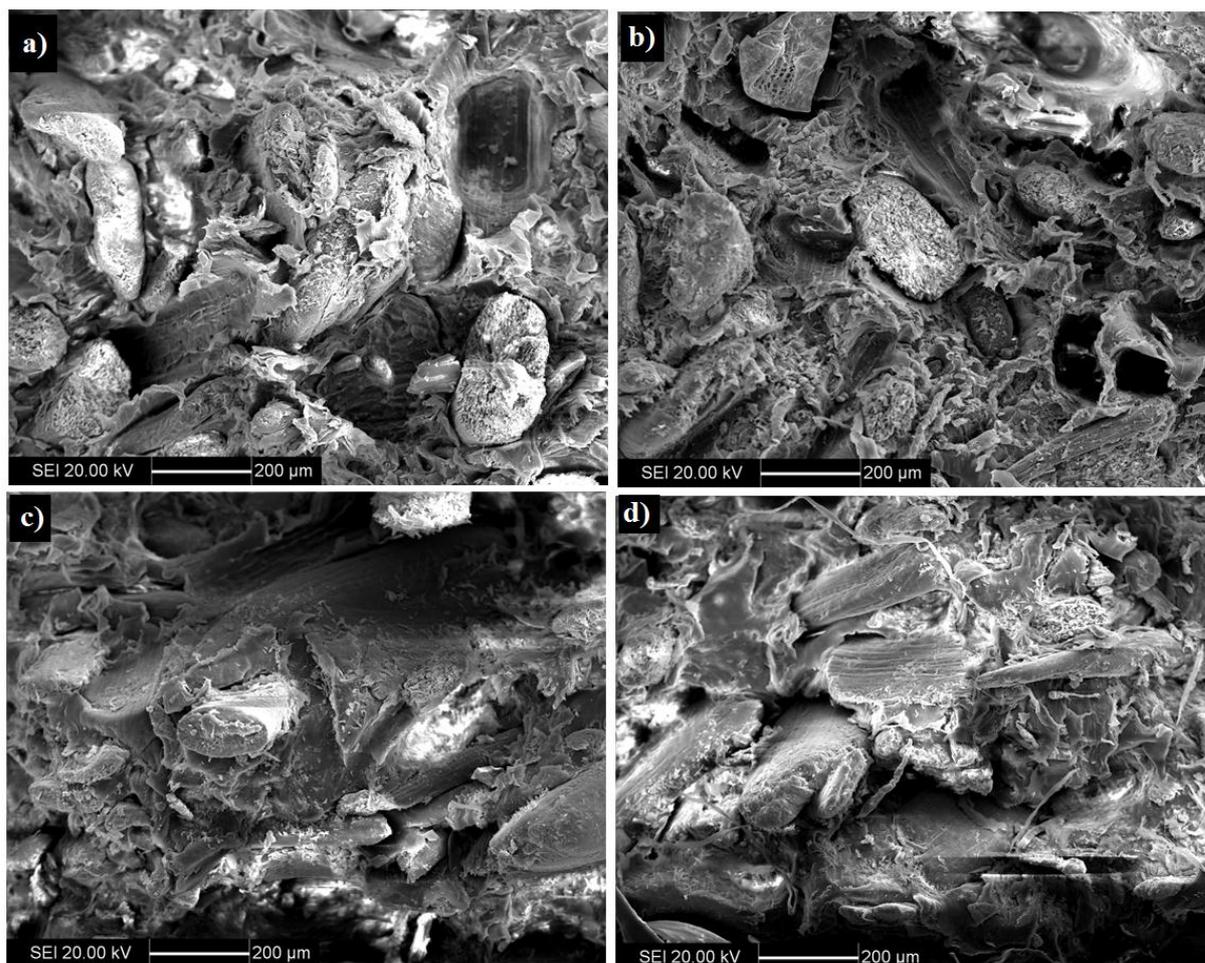


Figura 134: Fractografia em MEV: Comparação das fraturas de ensaios com 0,01538 de amplitude de deformação: região central a) 20 Hz b) 35 Hz e das bordas c) 20 Hz e d) 35 Hz.  
Fonte: Autor, 2013.

Comparando os resultados da curva de deformação 0,01430 (flecha de 7,5 mm) aos resultados dos ensaios 0,01538 (flecha de 8 mm) (Figura 135) nota-se que a diferença de 0,0011 de amplitude de deformação imposta ao material, causou um aumento de vida do material em algumas das frequências de ensaio, sendo que em 5 Hz, 25 Hz e 35 Hz, os resultados foram semelhantes aos dos ensaios de 8 mm. Ao observar a Figura 136, nota-se que nessas frequências onde os resultados foram muito próximos, as temperaturas registradas também foram muito semelhantes.

Examinando as Figura 106 e Figura 107, que mostram as fraturas dos ensaios com 0,01430 realizados em 20 Hz, porém com vidas diferentes, nota-se que ambos os ensaios apresentaram o mesmo tipo de falha do material, tanto no centro como próximo às superfícies, porém no ensaio que apresentou a menor vida (43 mil ciclos) houveram mais fibras arrancadas da região central do que o corpo de prova que falhou com 152 mil ciclos. Já o ensaio de maior vida apresentou mais fibras de menor diâmetro soltas pela matriz.

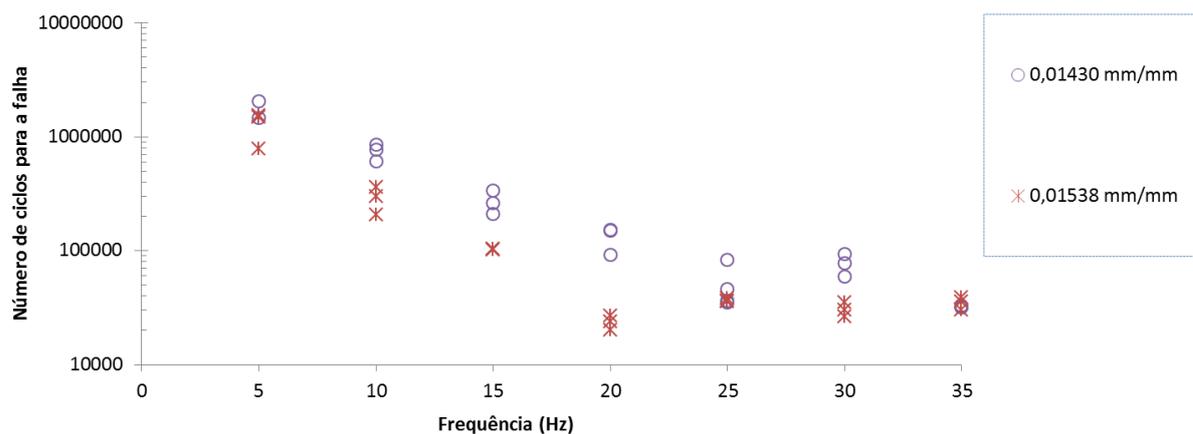


Figura 135: Comparativo do número de ciclos para a falha em função da frequência para os ensaios com amplitude de deslocamento de 7,5 e 8 mm

Fonte: Autor, 2013.

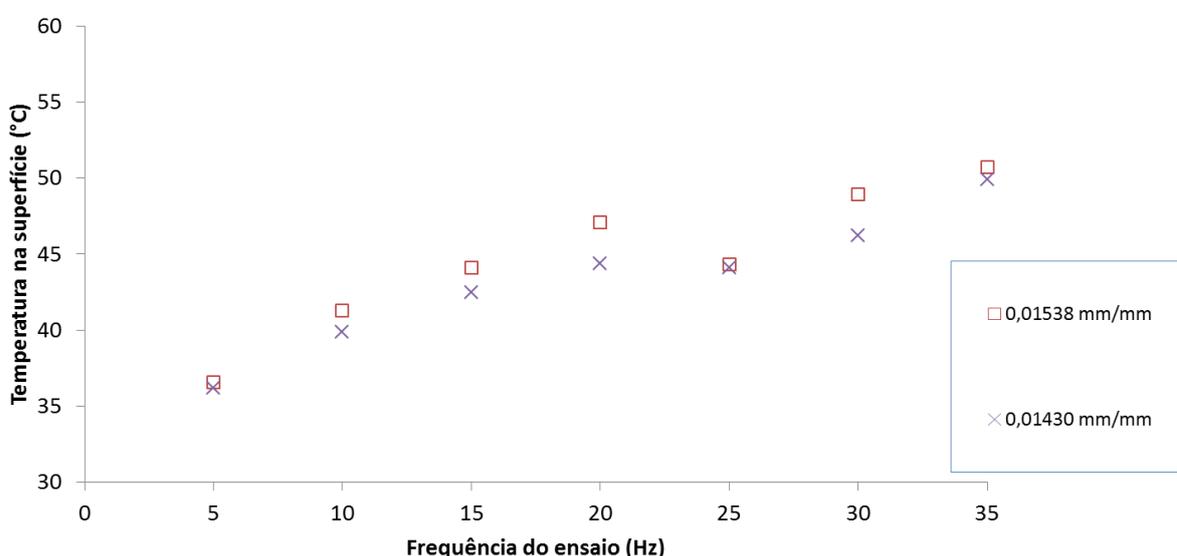


Figura 136: Comparativo das temperaturas superficiais registradas durante os ensaios de amplitude de deslocamento de 7,5 e 8 mm.

Fonte: Autor, 2013.

Agora analisando a Figura 137, verifica-se que os ensaios com amplitude de deformação 0,01318 (flecha de  $\pm 7$  mm) apresentam uma vida maior que os ensaios de 0,01430 (flecha  $\pm 7,5$  mm), devido ao menor nível de sollicitação do material. O resultado do ensaio mostrou uma tendência sempre decrescente, onde ao se aumentar a frequência de ensaio o número de ciclos diminui, não apresentando o patamar de números de ciclos constantes para a falha anteriormente observado a 20 Hz. Contudo em 30 Hz e 35 Hz a vida do material foi aproximadamente igual aos ensaios com amplitude de deslocamento de 7,5 mm, podendo também ser justificado pelas temperaturas superficiais serem muito próximas, como pode ser visto na Figura 138. Ressalta-se que em 10 Hz, o nível de tensão (inicial) e deformação máxima (32,54 MPa e 0,01318) e o calor gerado não causaram a falha total do material até os 2 milhões de ciclos, somente apresentando uma trinca.

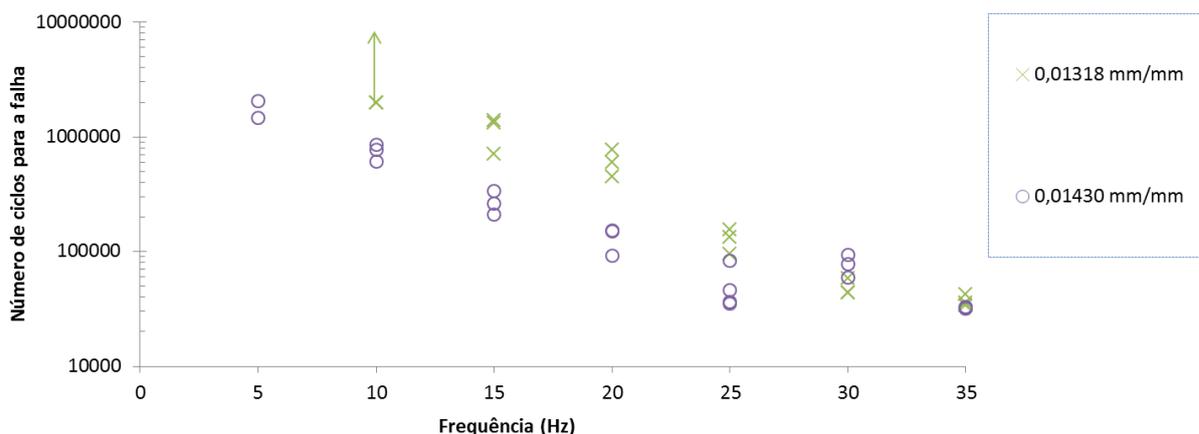


Figura 137: Comparativo do número de ciclos para a falha em função da frequência para os ensaios com amplitude de deslocamento de 7 e 7,5 mm.

Fonte: Autor, 2013.

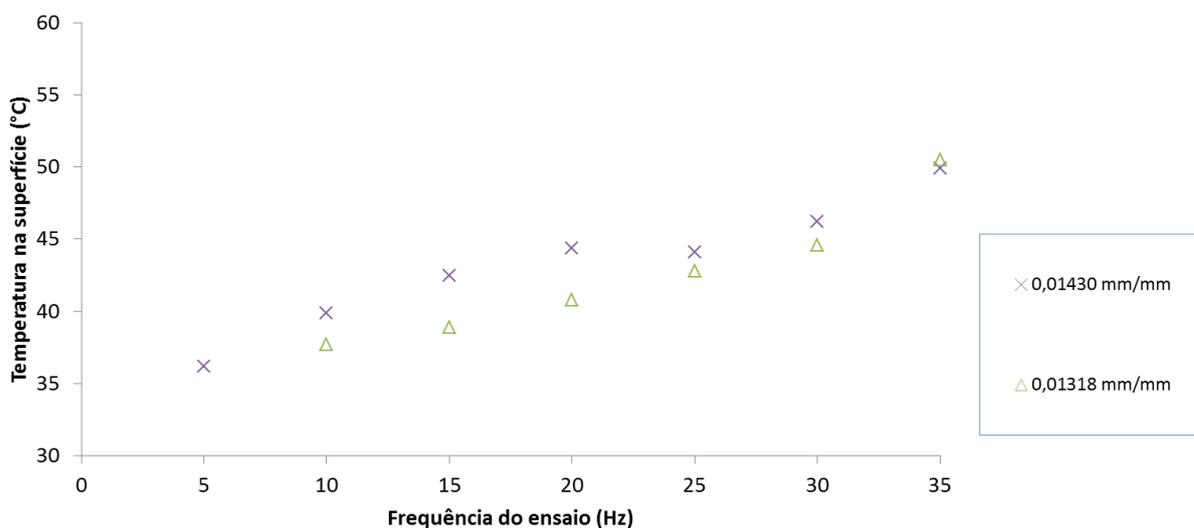


Figura 138: Comparativo das temperaturas superficiais registradas durante os ensaios de amplitude de deslocamento de 7 e 7,5 mm.

Fonte: Autor, 2013.

Agora analisando os resultados dos ensaios amplitude de deformação 0,01211 (deslocamento de  $\pm 6,5$  mm) nota-se que, além de apresentarem uma pequena dispersão entre os resultados, ao comparar os resultados com os ensaios de 0,01318 (amplitude de deslocamento de 7 mm, Figura 139), observa-se que em 10 Hz os ensaios também não romperam até 2 milhões de ciclos e que os resultados foram muito próximos, apresentando uma diferença maior na vida nas frequências de 25 e 30 Hz, que foram frequências onde as temperaturas se distanciaram mais, como mostrado na Figura 140.

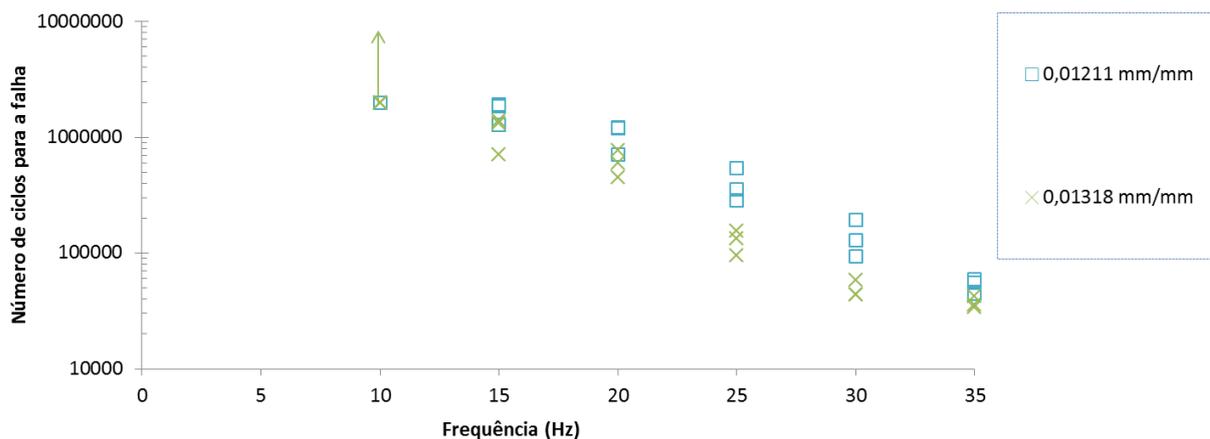


Figura 139: Comparativo do número de ciclos para a falha em função da frequência para os ensaios com amplitude de deslocamento de 6,5 e 7 mm.

Fonte: Autor, 2013.

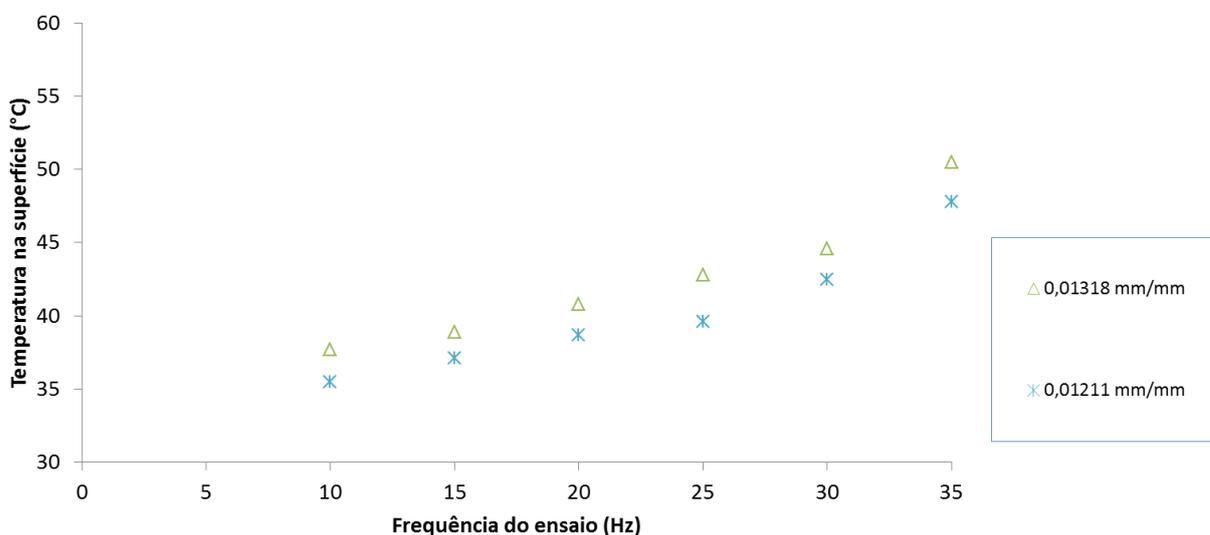


Figura 140: Comparativo das temperaturas superficiais registradas durante os ensaios de amplitude de deslocamento de 6,5 e 7 mm.

Fonte: Autor, 2013.

Observando os resultados dos ensaios realizados de 0,01106 (flecha de 6,0 mm, Figura 141), verificou-se o fato de diminuir o nível de deformação fez com que o material resistisse a 2,5 milhões de ciclos sem apresentar trincas em uma frequência 5 Hz maior do que os ensaios com 0,01211 de amplitude de deformação (flecha de 6,5 mm) realizados com 20 Hz. Já em 30 Hz, o número de ciclos até a fratura aumentou no mínimo em 335 % (passando de 193 mil para 841 mil ciclos) e em 35 Hz o mínimo aumento foi de 104% (de 59 mil para 120 mil ciclos). Nota-se da Figura 142 que para as frequências de 30 Hz e 35 Hz, as diferenças entre as temperaturas encontradas na superfície foram maiores, comparando com os ensaios de flecha de 6,5 mm, justificando a maior vida, uma vez que a possibilidade de falha por aquecimento é diminuída.

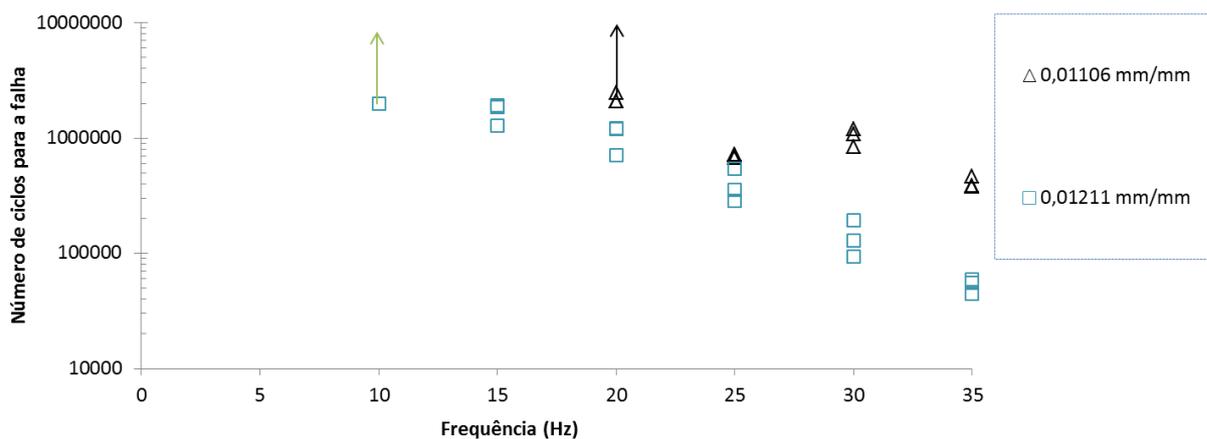


Figura 141: Comparativo do número de ciclos para a falha em função da frequência para os ensaios com amplitude de deslocamento de 6,0 e 6,5 mm.

Fonte: Autor, 2013.

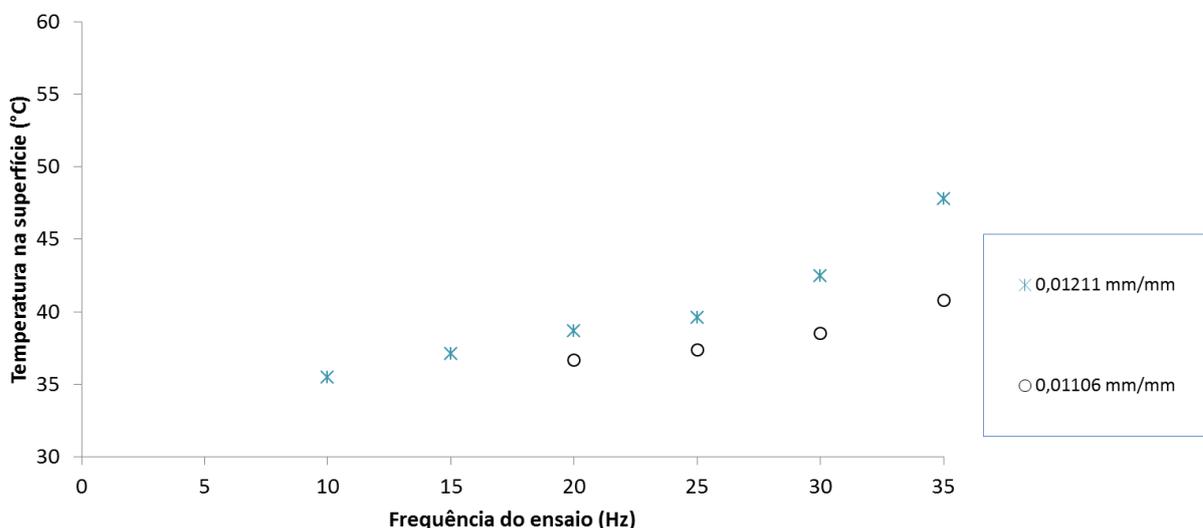


Figura 142: Comparativo das temperaturas superficiais registradas durante os ensaios de amplitude de deslocamento de 6 e 6,5 mm.

Fonte: Autor, 2013.

Após observar as temperaturas registradas nas superfícies dos corpos de prova e as análises realizadas no MEV verifica-se que, em 35 Hz, o aumento registrado de temperatura no material em todos os níveis de deformação ensaiados originou um aquecimento do material, tanto no centro do corpo de prova como na superfície, provocando deformação plástica por aquecimento generalizada na matriz, evidenciando que o tipo de fadiga que causou a falha do material foi a fadiga com efeito de aquecimento, independentemente da amplitude de deformação aplicada. Em relação ao reforço, algumas fibras inicialmente conseguiram atuar como reforço e romperem, levando uma maior solicitação na matriz e nas fibras restantes, somado ao menor tempo para dissipar o calor gerado, ocasionando provavelmente a perda da atuação do agente compatibilizante, não conseguindo manter as

fibras aderidas na matriz que estava já amolecida, assim reduzindo a eficiência como reforço, pois as fibras não conseguiram desempenhar seu papel, e foram arrancadas da matriz.

Ainda nos ensaios a 35 Hz, quando se atenta às regiões mais próximas da superfície, onde o compósito consegue trocar mais calor com o ambiente, mas o nível de sollicitação é maior, nota-se que a intensidade do aquecimento da matriz é menor em relação ao centro do corpo de prova, porém não chegando ao ponto de se poder observar fratura por iniciação e propagação de trincas, independente da deformação aplicada. Em relação às fibras, a eficiência do reforço é menos prejudicada, pois são vistos menos vazios e arrancamentos.

Na medida em que se foi diminuindo a amplitude de deformação imposta nos ensaios a 35 Hz, foi reduzindo o número de arrancamentos de fibras e apenas na menor amplitude ensaiada (0,01166) que reduziu a intensidade do aquecimento da matriz, como pode ser visto no comparativo na Figura 143, o que justifica o maior número de ciclos para a falha dos ensaios com amplitude de deformação 0,01166 perante todos os outros que apresentaram vidas muito próximas a 35 Hz. Isso mostra que a amplitude de deformação tem menor contribuição para a falha por fadiga com efeito de aquecimento do que a frequência de ensaio, para esta geometria de corpo de prova. A menor deformação pode sim gerar menos calor no material, porém as altas frequências não disponibilizam tempo necessário para dissipar nem esse menor calor.

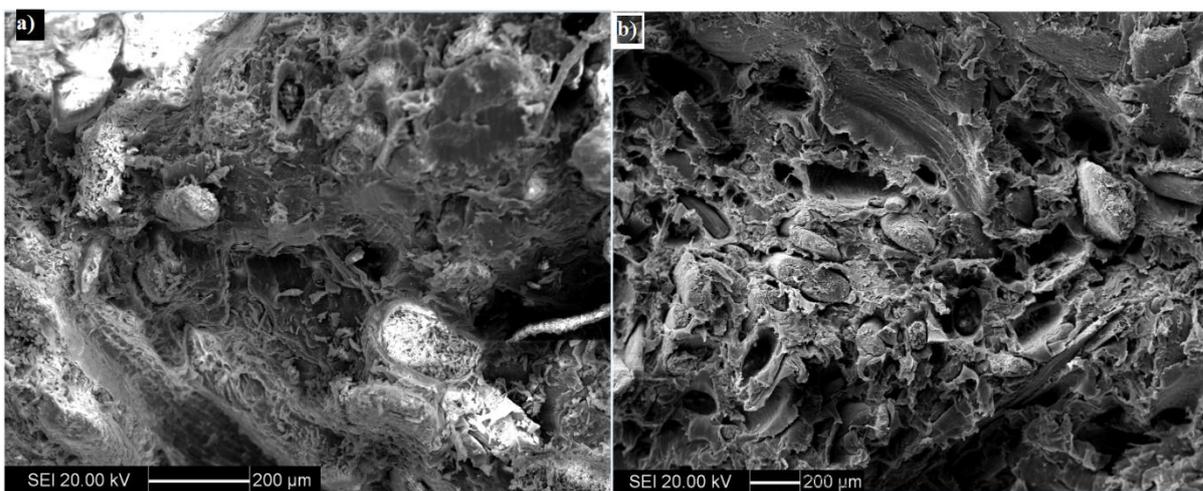


Figura 143: Comparativo da região central da superfície fraturada em 35 Hz para os níveis de deformação de a) 0,01106 b) 0,01766.

Fonte: Autor, 2013.

Verificando as fractografias dos ensaios de menor frequência (5 Hz para os ensaios de amplitude de deformação de 0,01766, 0,01538 e 0,0143 e 15 Hz os de 0,01318, 0,01211 e 0,01106) percebeu-se que devido a menor frequência do ensaio, com um ciclo de sollicitação mais longo possibilitando mais tempo para dissipação de calor e menor taxa de deformação atuante, teve-se um menor aquecimento do material, e deste modo, as regiões próximas à

superfície falharam somente por fadiga mecânica. As maiores tensões e deformações atuantes durante o ensaio são na superfície, porém esta é a região onde ocorre a maior troca de calor, suficiente para minimizar o aquecimento da matriz, possibilitando a iniciação e propagação de trincas levando a falha por fadiga mecânica, correspondendo à região mais escura das fraturas dos corpos de prova a olho nu. Nestas regiões observa-se uma fratura plana, sem deformação plástica na matriz e fibras que romperam rente ao PP, não apresentando descolamento da matriz, coisa que não foi observada nos ensaios de 35 Hz, onde se veem fibras fraturadas e arrancadas e também pontas de fibras não fraturadas que se soltaram da matriz deformada plasticamente, como é exemplificado na Figura 144 para a amplitude de deformação de 0,01766.

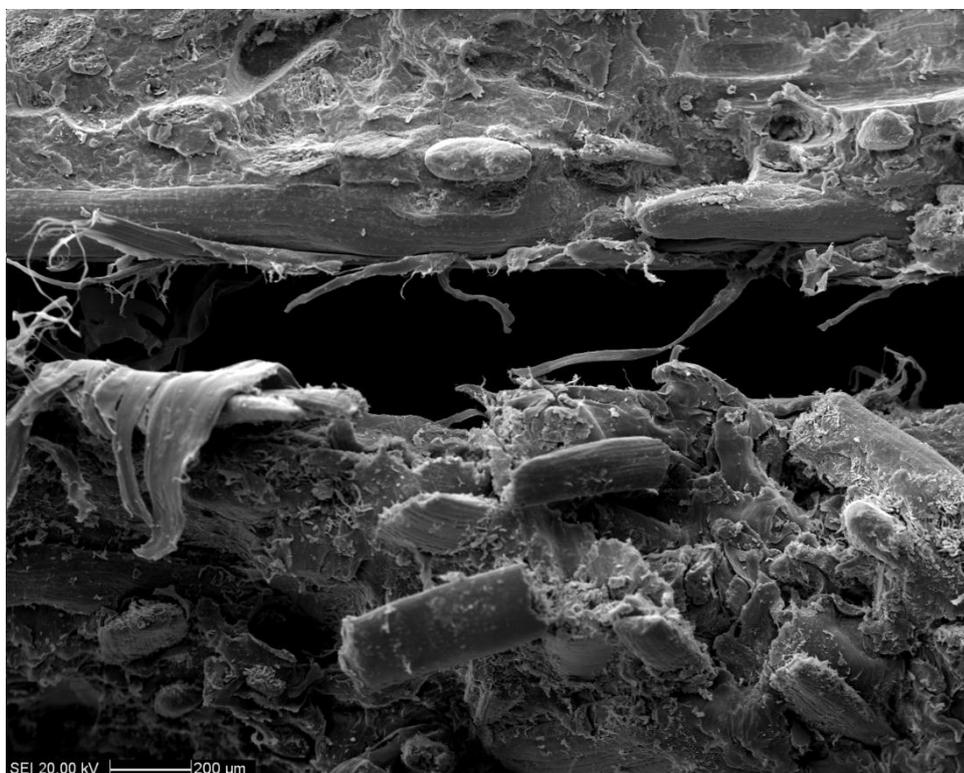


Figura 144: Fractografia em MEV: Exemplo de comparação das superfícies de fratura do corpo de prova ensaiado em 5 Hz (região superior da imagem) e a 35 Hz sem resfriamento (região inferior da imagem) para um nível de deformação máxima de 0,01766.

Fonte: Autor, 2013.

Examinando a região mais ao centro dos corpos de prova dos mesmos ensaios do parágrafo anterior, constata-se que conforme se diminui a sollicitação, na região central, onde a dissipação de calor é mais prejudicada, o mecanismo de falha se altera. Para os ensaios de 0,01766 de deformação ensaiado a 5 Hz, a região central exibiu deformação plástica e aquecimento da matriz, deixando esta com a aparência esbranquiçada a olho nu. Algumas fibras presentes nesta região conseguiram agir como reforço e romperam rente a matriz, mas outras descolaram devido ao aquecimento da matriz (talvez facilitado devido ao atrito na

região da interface) que impossibilitou a ação do agente compatibilizante, contribuindo para uma maior deformação da matriz polimérica. Porém, a região em que aconteceu isso foi bem menor se comparada à região que falhou por fadiga mecânica, como mostrado na Figura 145 (a). Já os ensaios com 0,01538 e 0,01430 de deformação a 5 Hz, Figura 145 (b) e Figura 146 (a), apresentaram a região central com uma maior parte com falha mecânica por propagação de trincas, só apresentando deformação plástica por aquecimento ao redor das fibras, que é a região favorecida a geração de calor devido onde o atrito entre fases. O mesmo aconteceu para os ensaios em 15 Hz com amplitude de deformação de 0,01318 e 0,01211 em 15 Hz, ilustrado nas Figura 146 (b) e Figura 147 (a). Porém em 20 Hz, o ensaio de 0,01106 de deformação máxima (Figura 147 b) exibiu uma matriz ausente de deformação por aquecimento, falhando somente por fadiga mecânica devido à propagação de trincas. As fibras presentes romperam rente à matriz sem qualquer descolamento. Esta análise evidencia o efeito da amplitude do carregamento na geração de calor. Ao se reduzir a amplitude de deformação aplicada, menor é a geração de calor devido à viscoelasticidade do material, conseqüentemente mesmo em frequências mais altas há tempo disponível para dissipá-lo, evitando o amolecimento e aquecimento do PP.

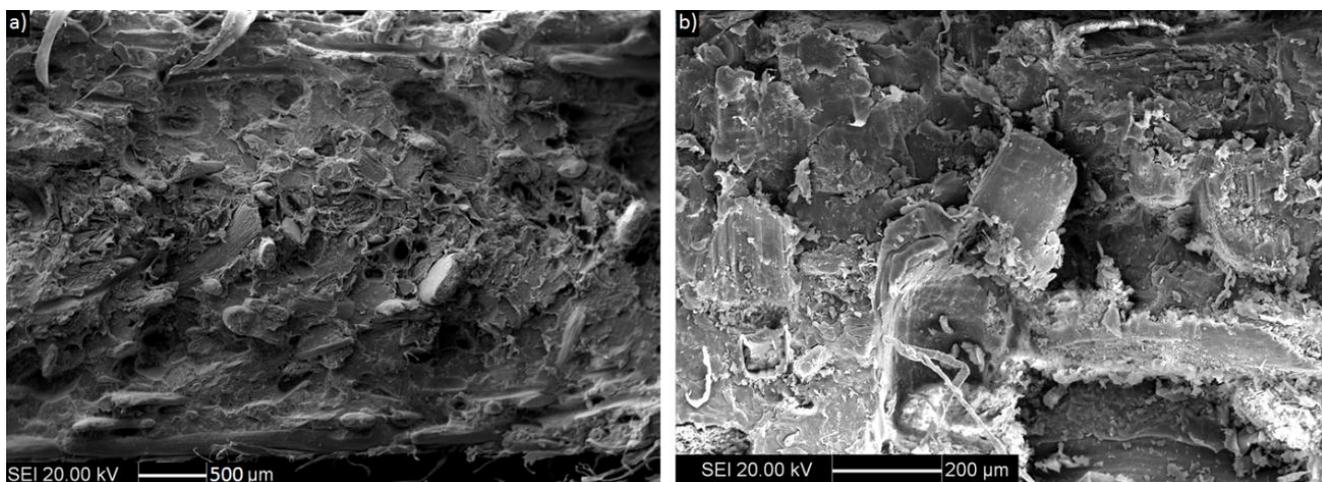


Figura 145: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado com amplitude de deformação de a) 0,01766 a 5 Hz; b) 0,01538 a 5 Hz.

Fonte: Autor, 2013.

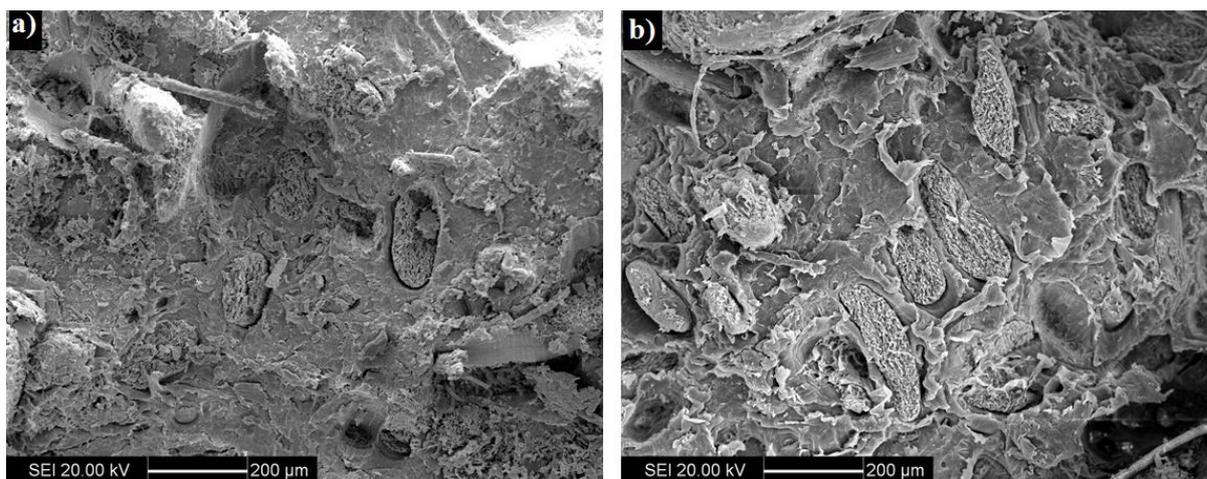


Figura 146: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado com amplitude de deformação de a) 0,01430 a 5 Hz; b) 0,01318 a 15 Hz.  
Fonte: Autor, 2013.

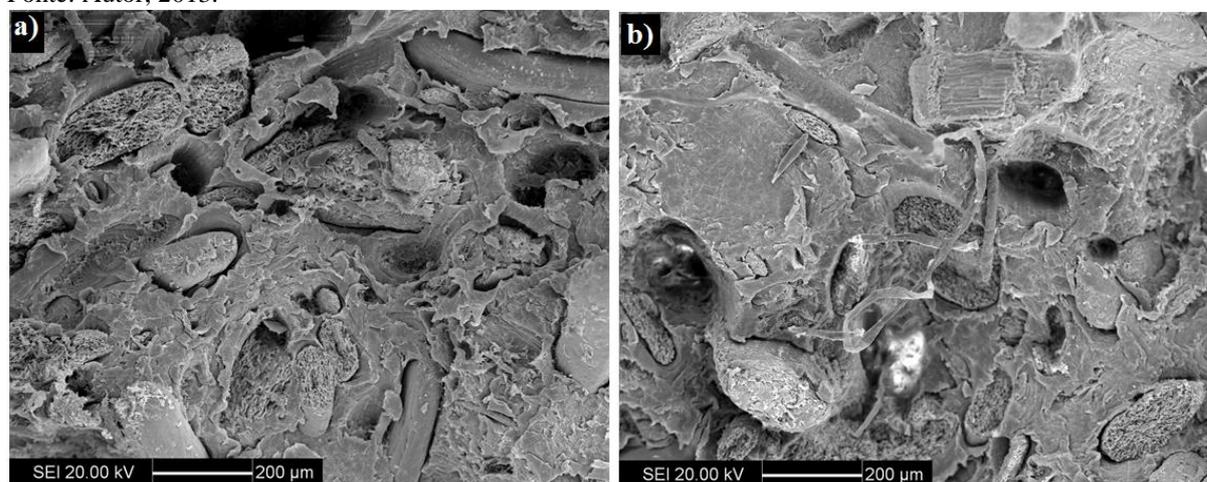


Figura 147: Fractografia em MEV: região central da superfície do corpo de prova ensaiado com amplitude de deformação de a) 0,01211 a 15 Hz; b) 0,01106 a 20 Hz.  
Fonte: Autor, 2013.

Ao observar os ensaios refrigerados e a Figura 77, verificou-se que as fraturas destes corpos de prova ocorreram em uma posição diferente, deixando de acontecer na região de maior deformação atuante, acontecendo na região de maior temperatura onde a refrigeração era dificultada devido à presença do engaste, como mostrado na Figura 148, falhando em uma região onde nível de deformação atuante é menor.

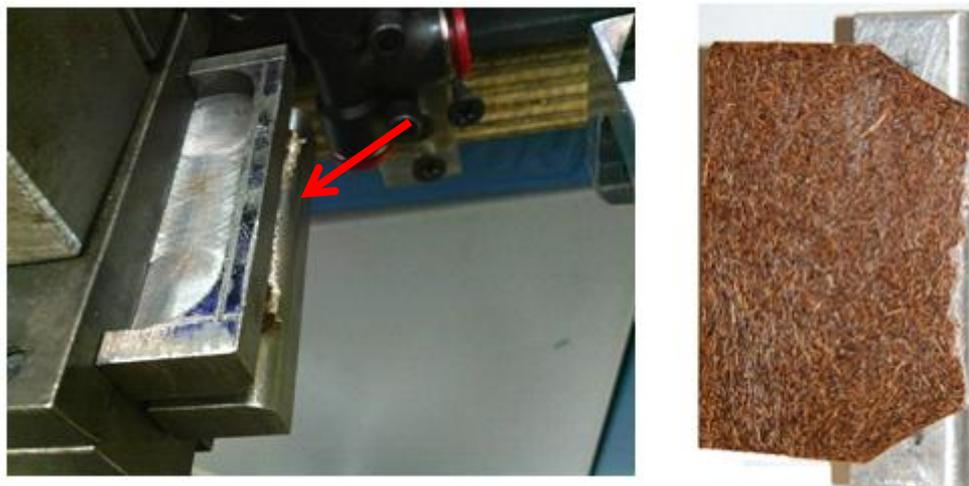


Figura 148: Posição da fratura do ensaio a 35 Hz refrigerado com amplitude de deslocamento de 9 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

Analisando os resultados das fractografias das Figura 88 e Figura 89, verificou-se que o menor nível de deformação e a refrigeração atuaram mudando o mecanismo de fratura próxima à superfície do corpo de prova, evitando o amolecimento e a fadiga com efeito de aquecimento, fazendo a falha acontecer por fadiga mecânica. A matriz apresentou marcas típicas de iniciação e propagação e as fibras de coco atuaram como reforço no material rompendo rente a matriz, sem apresentar descolamento, fato que não foi observado no ensaio a 35 Hz sem a refrigeração, como pode ser visto na Figura 149.

Porém, mesmo com o menor nível de deformação atuante, a refrigeração não foi suficiente para eliminar todo o calor gerado, pois se observa que conforme se aproxima da região central do corpo de prova (Figura 89 e Figura 90) a matriz deixa de apresentar marcas de fadiga mecânica, mudando para deformação plástica, típica de fadiga com efeito de aquecimento. As fibras conseguiram atuar como reforço até certo momento, onde o aquecimento da matriz se tornou tão pronunciado que o agente compatibilizante também não conseguiu mais manter a aderência e algumas fibras foram arrancadas.

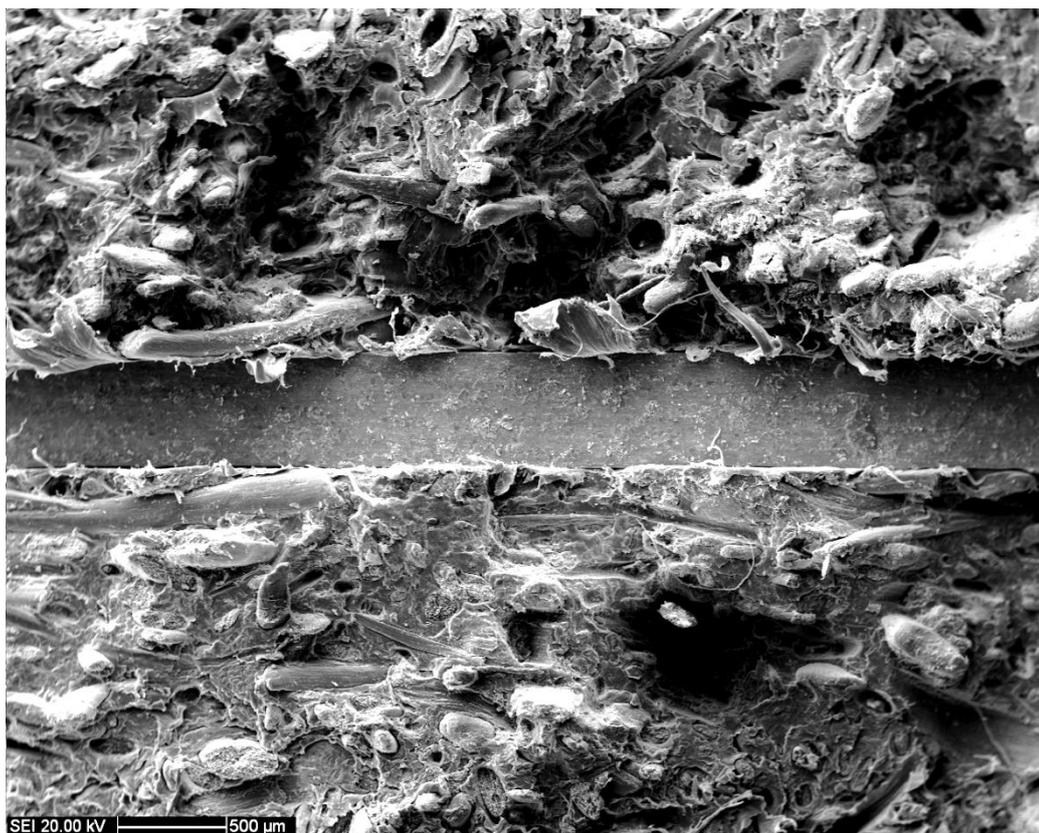


Figura 149: Fractografica em MEV: Comparação das superfícies de fratura dos ensaios de 35 Hz sem refrigeração (região superior) e com refrigeração (região inferior) para a amplitude de deformação aplicada de 0,01766.

Fonte: Autor, 2013.

Com a refrigeração alterando o local da falha para uma região de menor nível de deformação e conseguindo mudar parte da fadiga com efeito de aquecimento para fadiga mecânica, justifica-se o aumento do número de ciclos até a fratura de aproximadamente 23000 ciclos para no mínimo 152000 ciclos, chegando até 223000 ciclos (Figura 75), pois para causar a falha da região próxima à superfície, foram gastos ciclos para iniciar e depois propagar uma trinca predominante, fato que não aconteceu no ensaio sem a refrigeração.

Nos ensaios refrigerados realizados com amplitude de deslocamento de 8 mm, também se observou que a fratura ocorreu em uma posição deslocada da deformação máxima, ocorrendo na mesma posição que falharam os ensaios de 9 mm de flecha refrigerados, como pode se verificar na Figura 100. Ao se refrigerar o ensaio, o número de ciclos para a falha mudou de 30.000 para 990.000. Se nos ensaios com flecha de 9 mm, a refrigeração já ajudou a eliminar parte do aquecimento da matriz, nos ensaios com 8 mm de deslocamento a refrigeração com ar deve ter diminuído ainda mais a ocorrência da fadiga com efeito de aquecimento. Outra causa dessa diferença no número de ciclos para a falha é o fato da fratura ter acontecido em uma região que o nível de deformação imposto ao material é menor do que onde ocorreu a falha dos ensaios sem refrigeração.

Os ensaios de flecha de 7 mm refrigerados a 35 Hz também não romperam e nem apresentaram trincas, onde possivelmente o ar comprimido resfriou o corpo de prova evitando a falha dominante por fadiga com efeito de aquecimento e o menor nível de deformação imposto não foi suficiente para causar danos que levassem à formação de um trinca dominante, pelo menos até 4,6 milhões de ciclos. Isso leva a conclusão de que, em 35 Hz, os corpos de prova sem o ar comprimido, que resistiram no máximo a 42.500 ciclos, falharam predominantemente por fadiga com efeito de aquecimento, como comprovado nas fractografias das Figura 115 e Figura 116.

Com os resultados das fractografias do ensaio refrigerado, verificando que o sistema utilizado foi ineficiente para resfriar todo o corpo de prova, decidiu-se por não continuar a fazer ensaios resfriados com ar comprimido para os outros níveis de amplitude de deformação.

Após as análises das fractografias, verifica-se que Antunes (2012) não estava errada ao dizer que nos ensaios de fadiga uniaxial, a região esbranquiçada corresponde à iniciação e propagação de trincas. Nos ensaios uniaxiais controlados por tensão, o volume deformado é maior que nos ensaios de flexão alternada, causando maior aumento da temperatura e amolecendo o material, aumentando a amplitude de deformação e levando ao início da falha. Em seguida a região final rompe sem a deformação plástica da matriz, pois a trinca gerada por fadiga termicamente apresenta concentração de tensões que propiciam o mecanismo de fadiga mecânica, dando o aspecto brilhante e escuro à fratura. Ao observar a Figura 35, comprova-se isso, pois as fractografias feitas por Antunes (2012) mostram que a região esbranquiçada e de início da fratura apresentaram deformação plástica da matriz e na região mais escura e brilhante do final da fratura, a matriz rompeu sem deformação plástica e com as fibras rompidas rentes a matriz. Já nos ensaios cíclicos aqui realizados, a região mais escura, mais próxima das superfícies, corresponde ao local de dominância de iniciação e propagação de trincas por fadiga mecânica. A região esbranquiçada encontrada neste estudo está relacionada à região onde ocorreu maior deformação plástica e aquecimento da matriz, mesmo que ocorrendo só ao redor das fibras, normalmente localizada na região mais ao centro do corpo de prova. Assim não se pode padronizar que a porção da fratura esbranquiçada é a região de início da fratura, mas é sim a região onde ocorreu alguma deformação plástica por aquecimento da matriz, correspondendo a regiões sob fadiga com efeito de aquecimento, e a região escura corresponde à região que falhou por fadiga mecânica.

Os resultados obtidos comprovam o que é dito nas referências, que atestam que ensaios realizados com frequências acima de 10 Hz apresentam redução na vida em fadiga

devido ao aumento da temperatura (SURESH, 1998; MEYERS; CHAWLA, 1999). As curvas de temperatura superficial por frequência de ensaio mostradas demonstram o que é dito por Suresh (1998), Roesler, Harders e Baeker (2007) e Antunes (2012), de que quanto maior a frequência maior será o calor gerado devido ao efeito viscoelástico do material, levando a um maior aquecimento devido a sua baixa condutividade térmica, consequentemente reduzindo a vida em fadiga.

### 7.2.2 Análise das curvas de taxa de deformação por número de ciclos.

Consulta o anexo D mostra que ao variar as frequências de ensaio, varia-se também a taxa de deformação no material. Na Figura 150 mostra-se o número de ciclos para a falha em função da taxa média de deformação do ensaio.

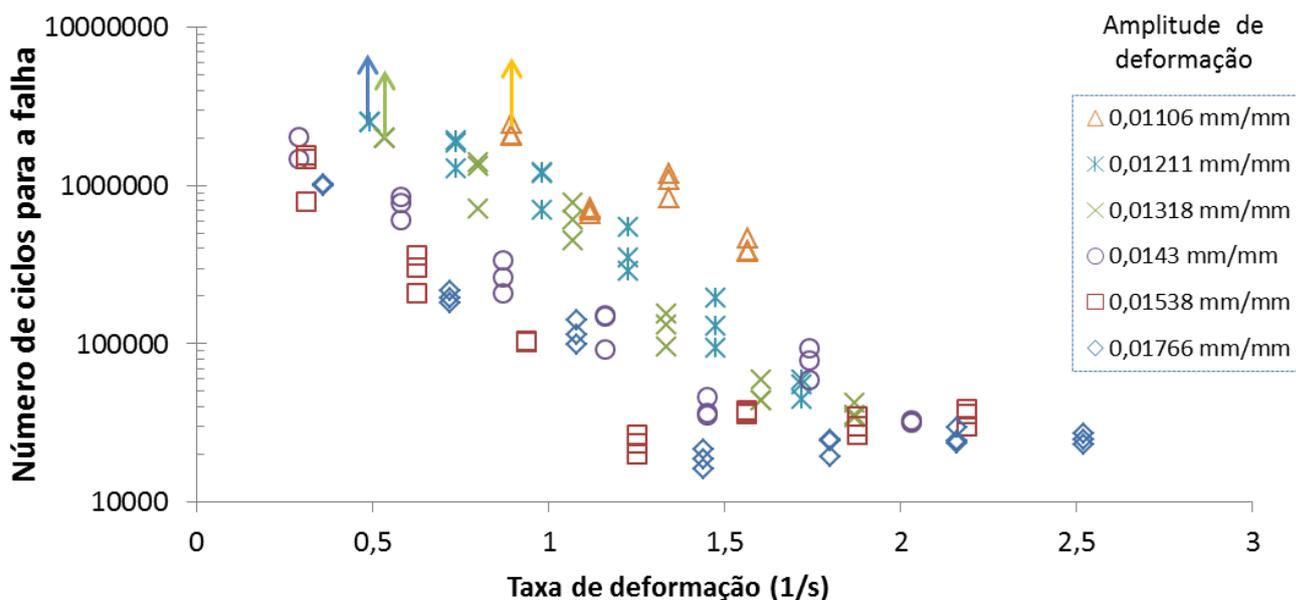


Figura 150: Número de ciclos para a falha em função a taxa de deformação média atuante nos ensaios de fadiga. Fonte: Autor, 2013.

Esta variação da taxa de deformação está influenciando no aquecimento e na vida em fadiga do compósito polimérico. Como visto na literatura tanto o polipropileno como as fibras de coco apresentam comportamento viscoelástico, nas quais quanto mais rápido se solicitar o material mais ele tende a se comportar como um sólido elástico, reduzindo o efeito viscoelástico, gerando menos calor devido à histerese. Mas nos ensaios onde se tem elevadas taxas de deformações, o número de solicitações por segundo era maior, diminuindo assim o tempo disponível para dissipar o calor gerado durante o ciclo, causando mesmo assim o aquecimento do corpo de prova. Nota-se isso para as taxas de deformações acima de  $1,5 \text{ s}^{-1}$ ,

onde o número de ciclos para a falha tornou-se praticamente constante, independentemente da amplitude de deformação aplicada.

### 7.2.3 Análise das curvas de deformação por número de ciclos ( $\epsilon-N_f$ ).

Com a realização dos ensaios em diferentes níveis de deslocamento, significando diferentes amplitudes de deformação, pode-se construir as curvas  $\epsilon-N_f$ , em cada frequência de ensaio utilizada. Para cada curva, realizou-se uma tentativa de aproximação ao modelo de Coffin – Manson, por uma lei de potência para cada parcela de deformação, elástica e plástica, em função do número de ciclos para a falha. A partir dos resultados das simulações numéricas (Figura 60) verificou-se o nível máximo inicial de tensão de von Mises atuante no material para cada flecha aplicada. Dividindo este nível de tensão pelo módulo elástico obteve-se a parcela de deformação elástica atuante (equação 9). Já a parcela plástica de deformação foi obtida subtraindo da amplitude total de deformação a parcela elástica (equação 8).

As curvas  $\epsilon_a-2N_f$  de cada frequência ensaiada (5 a 35 Hz) são mostradas nas Figura 151 a Figura 157.

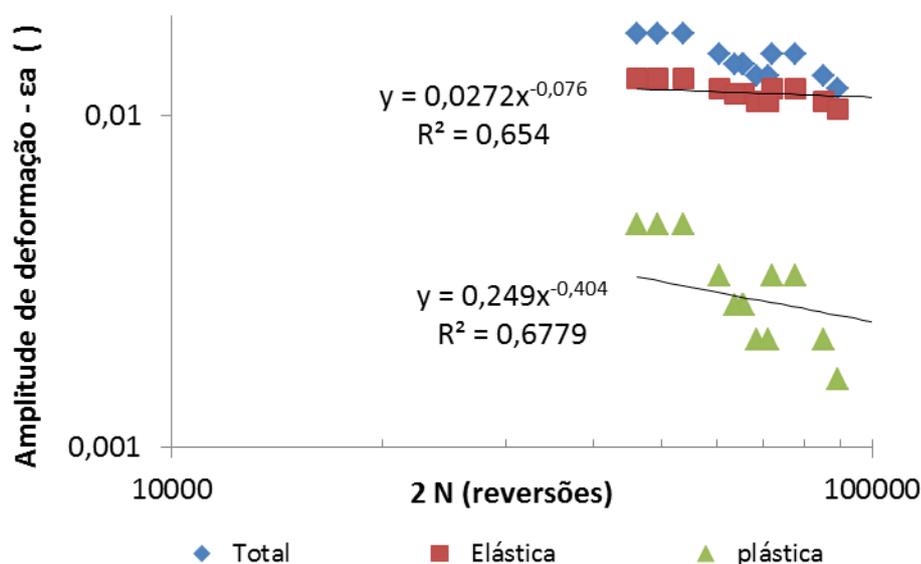


Figura 151: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 35 Hz.

Fonte: Autor, 2013.

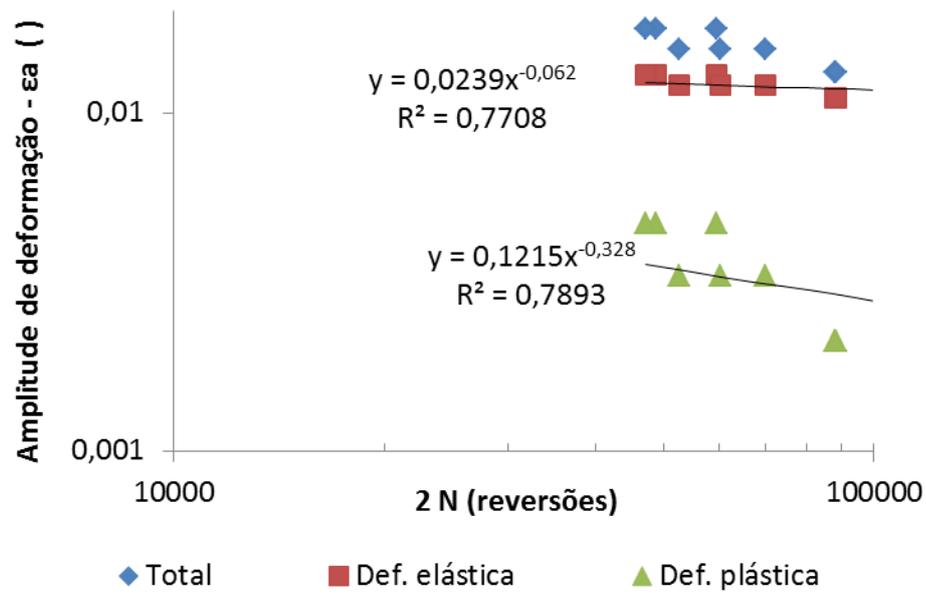


Figura 152: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 30 Hz.

Fonte: Autor, 2013.

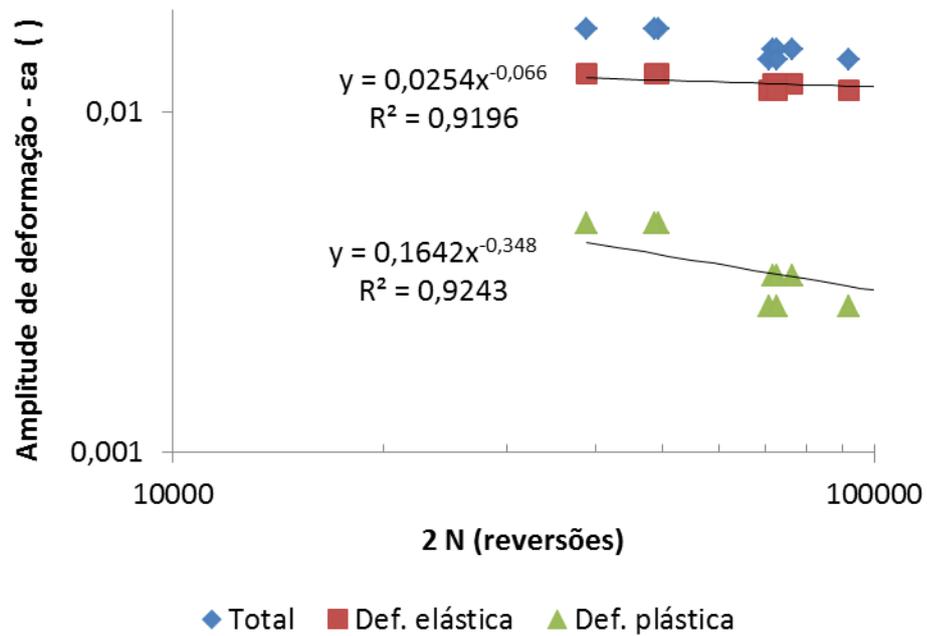


Figura 153: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 25 Hz.

Fonte: Autor, 2013.

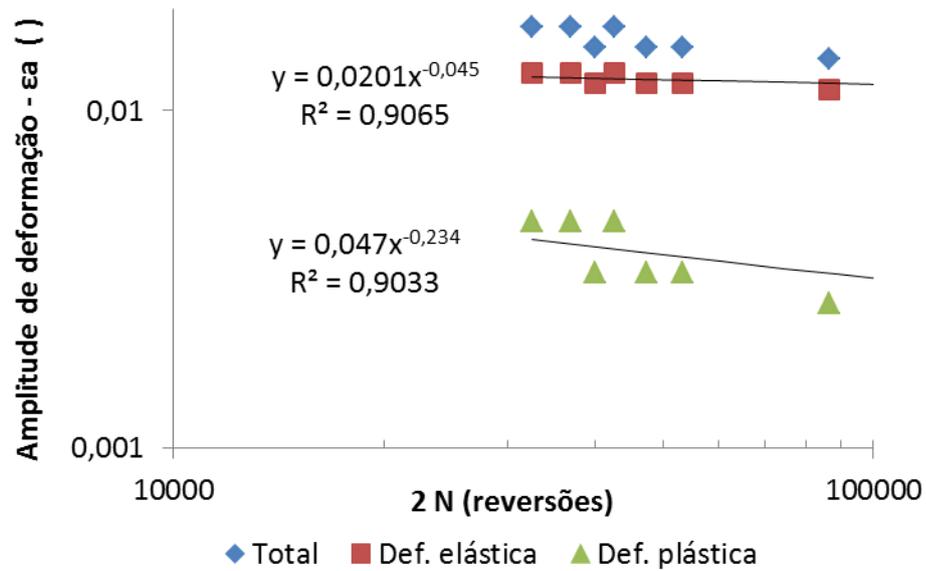


Figura 154: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 20 Hz.

Fonte: Autor, 2013.

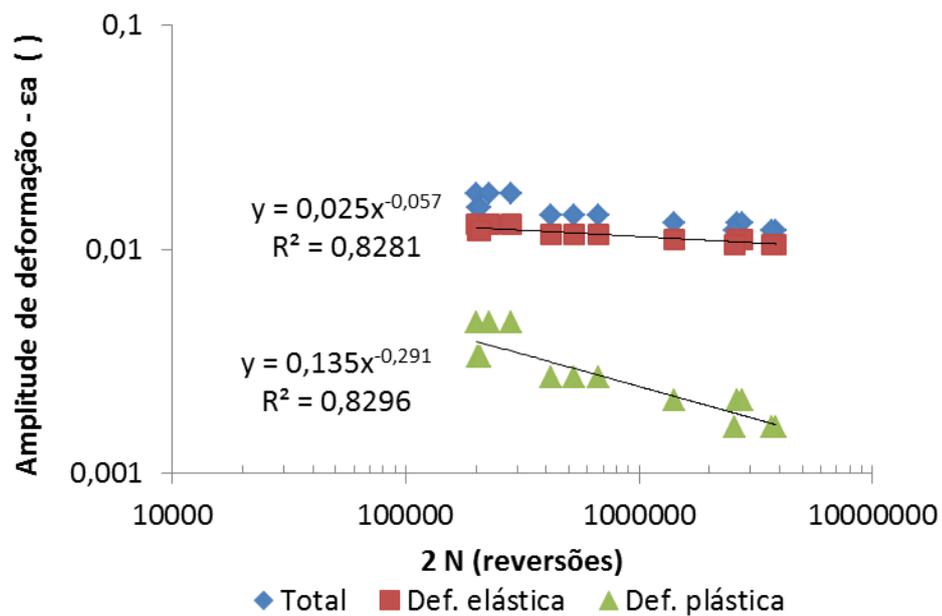


Figura 155: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 15 Hz.

Fonte: Autor, 2013.

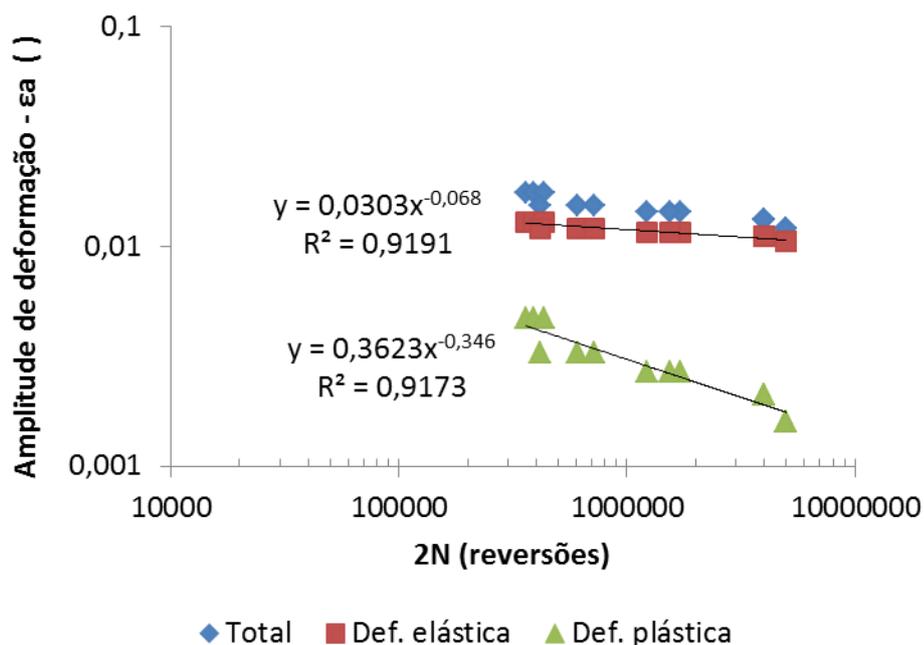


Figura 156: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 10 Hz.

Fonte: Autor, 2013.

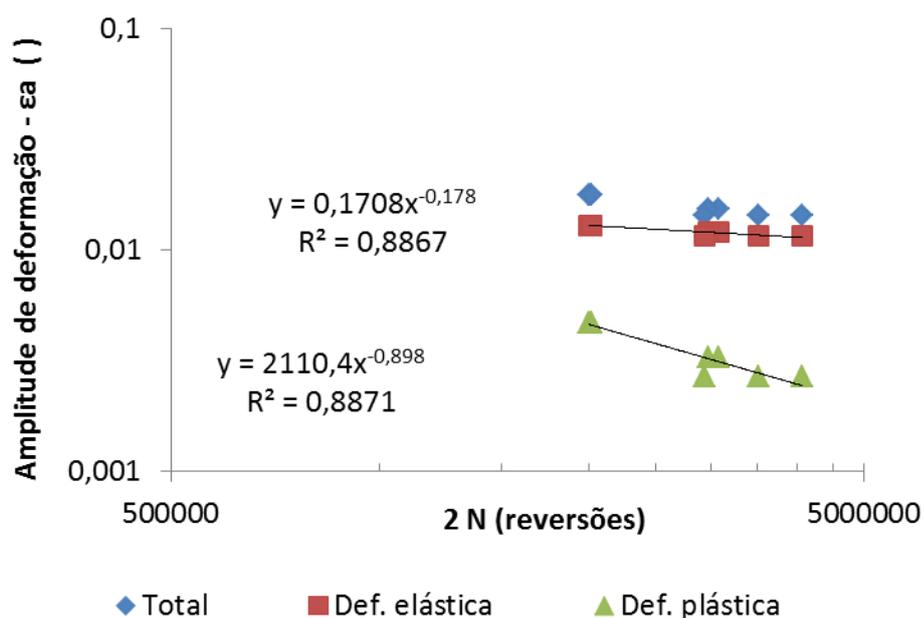


Figura 157: Curva amplitude de deformação (total, elástica e plástica) por número de ciclos para a falha para 5 Hz.

Fonte: Autor, 2013.

Verifica-se das Figura 151 a Figura 157 que o modelo de Coffin-Manson não adere adequadamente aos resultados dos ensaios, como evidenciado pelos valores de  $R^2$  inferiores a 0,92, principalmente para a maior. Isso pode ser justificado pelo fato do material em estudo não apresentar uma transição de regime elástico para regime plástico bem definida, como acontece para os aços. Outro motivo é que as tensões atuantes utilizadas para calcular a parcela de deformação elástica, são somente numéricas, iniciais e para temperatura ambiente,

não considerando a possibilidade de ocorrer amolecimento ou endurecimento cíclico ou térmico. Nota-se também a influência do efeito térmico na aderência do modelo, pois percebe-se que o ajuste vai melhorando para as menores frequências, onde o efeito do aumento de temperatura é menor. Optou-se por tentar aproximar por uma lei de potência os resultados de amplitude de deformação total em função do número de ciclos e não separando as parcelas plásticas e elásticas resultando nas Figura 158 a Figura 164.

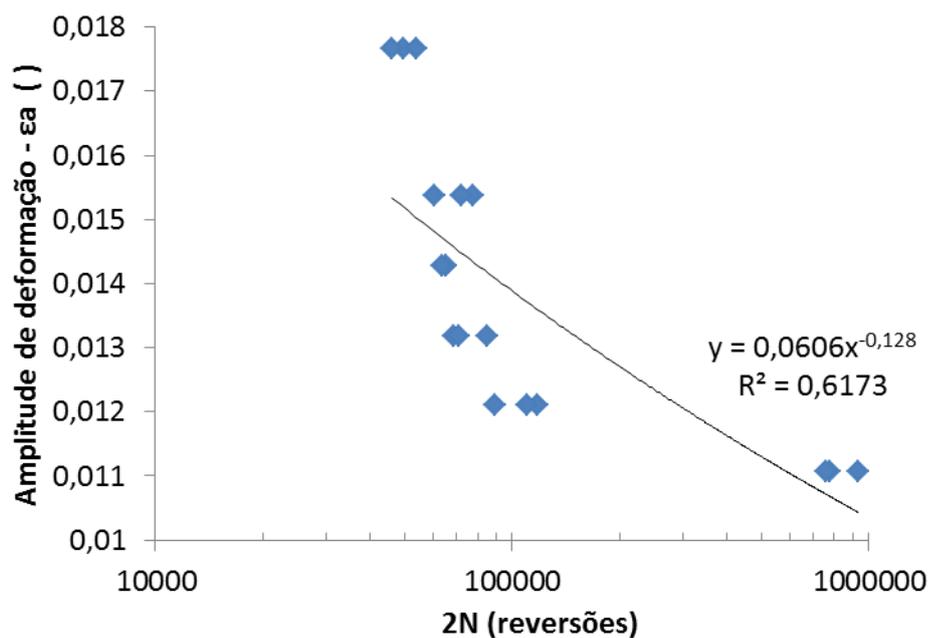


Figura 158: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 35 Hz.  
Fonte: Autor, 2013.

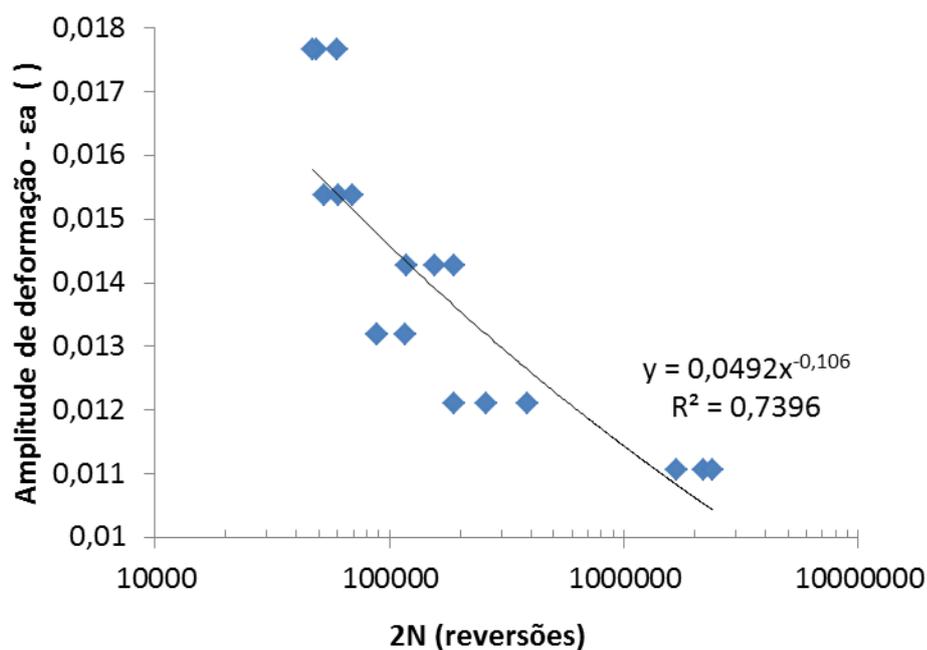


Figura 159: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 30 Hz.  
Fonte: Autor, 2013.

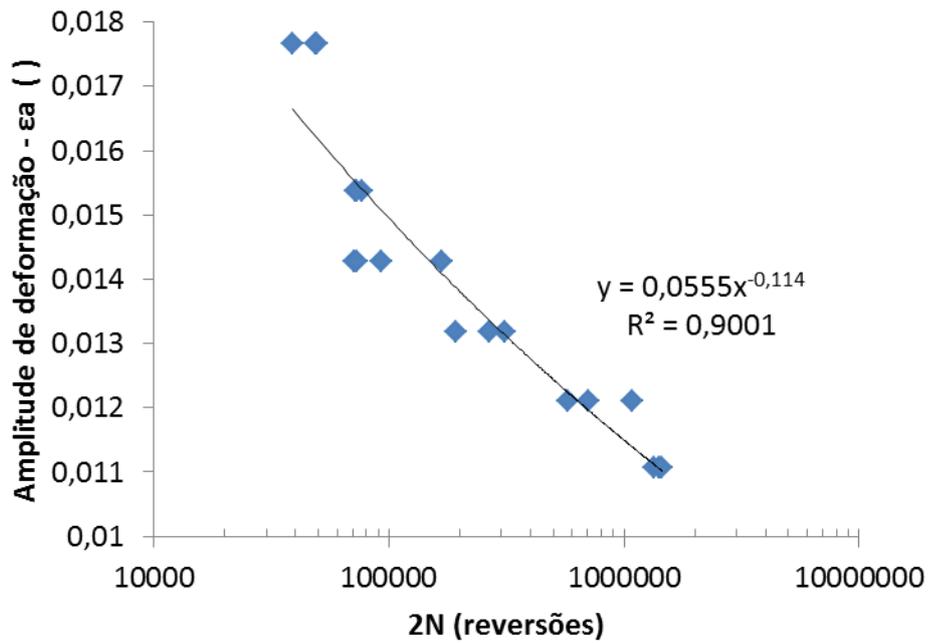


Figura 160: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 25 Hz.  
Fonte: Autor, 2013.

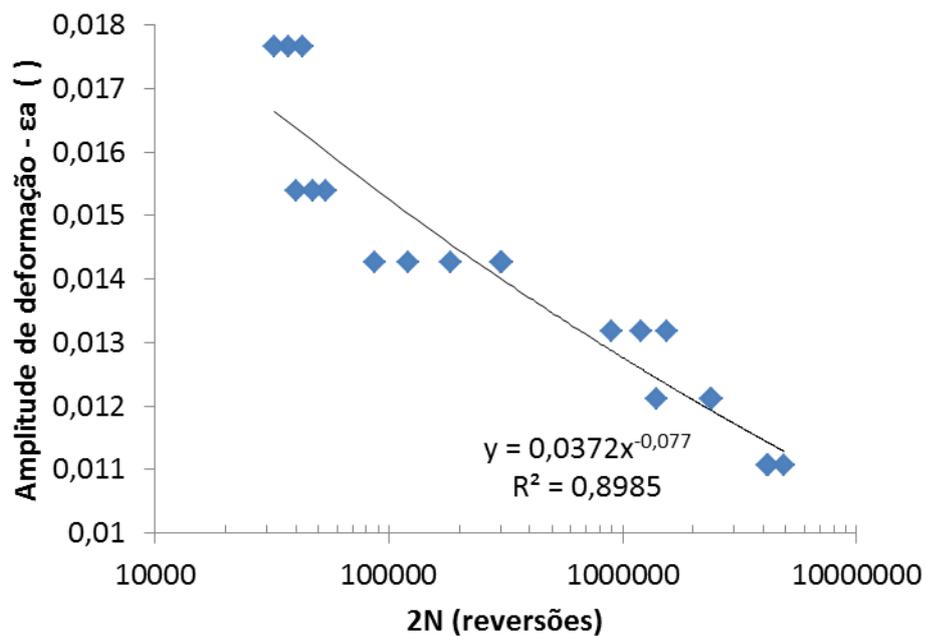


Figura 161: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 20 Hz.  
Fonte: Autor, 2013.

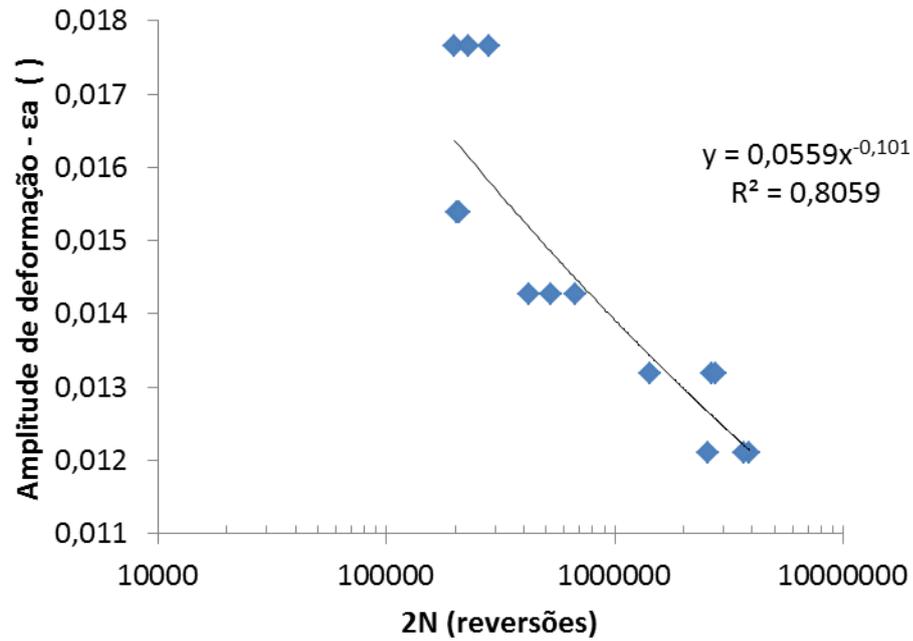


Figura 162: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 15 Hz.  
Fonte: Autor, 2013.

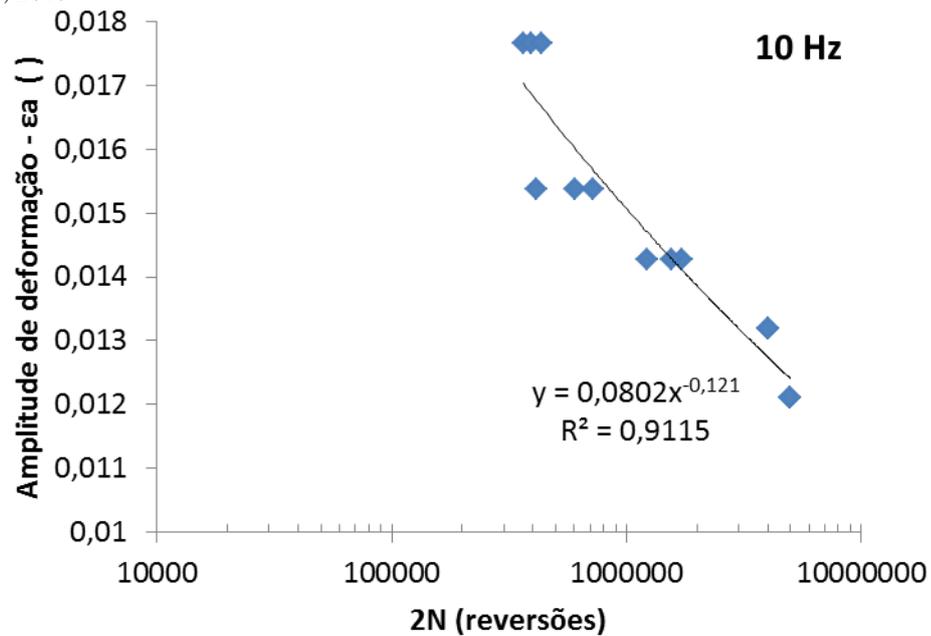


Figura 163: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 10 Hz.  
Fonte: Autor, 2013.

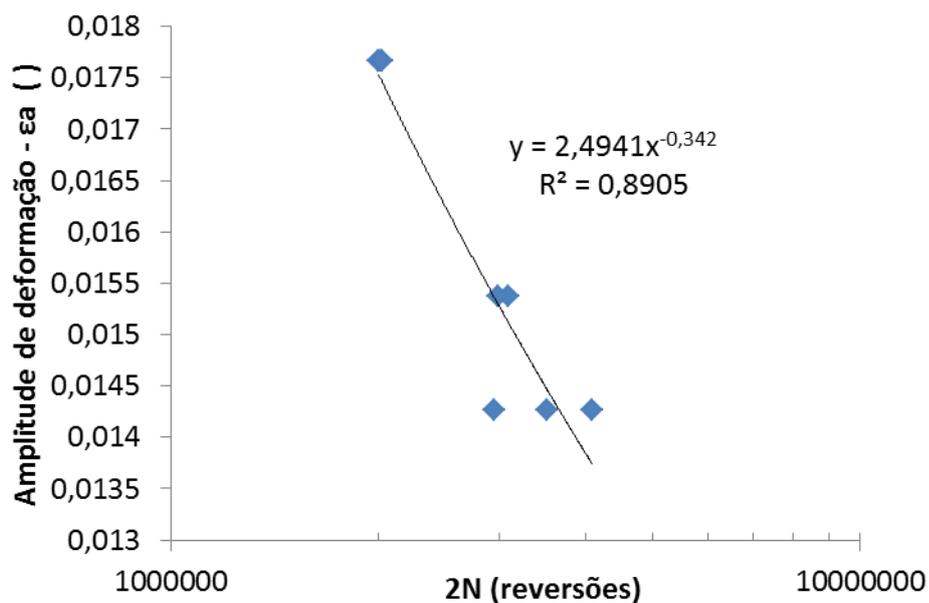


Figura 164: Curva amplitude de deformação total por número de ciclos para a falha para 5 Hz.  
Fonte: Autor, 2013.

Verifica-se por meio dos valores de coeficiente de correlação ( $R^2$ ) que também não foi adequado o ajuste das curvas de amplitude total - número de ciclos por uma lei de potência, talvez devido ao baixo número de pontos, mas é útil para efeito de comparação entre as diferentes frequências. Ao invés de se visualizar somente os pontos experimentais obtidos em cada frequência (Figura 165), plota-se em um só gráfico todas as leis de potências obtidas das Figura 158 a Figura 164, permitindo visualizar na Figura 166 o efeito da frequência na vida em fadiga do compósito em estudo, em diferentes níveis de carregamento.

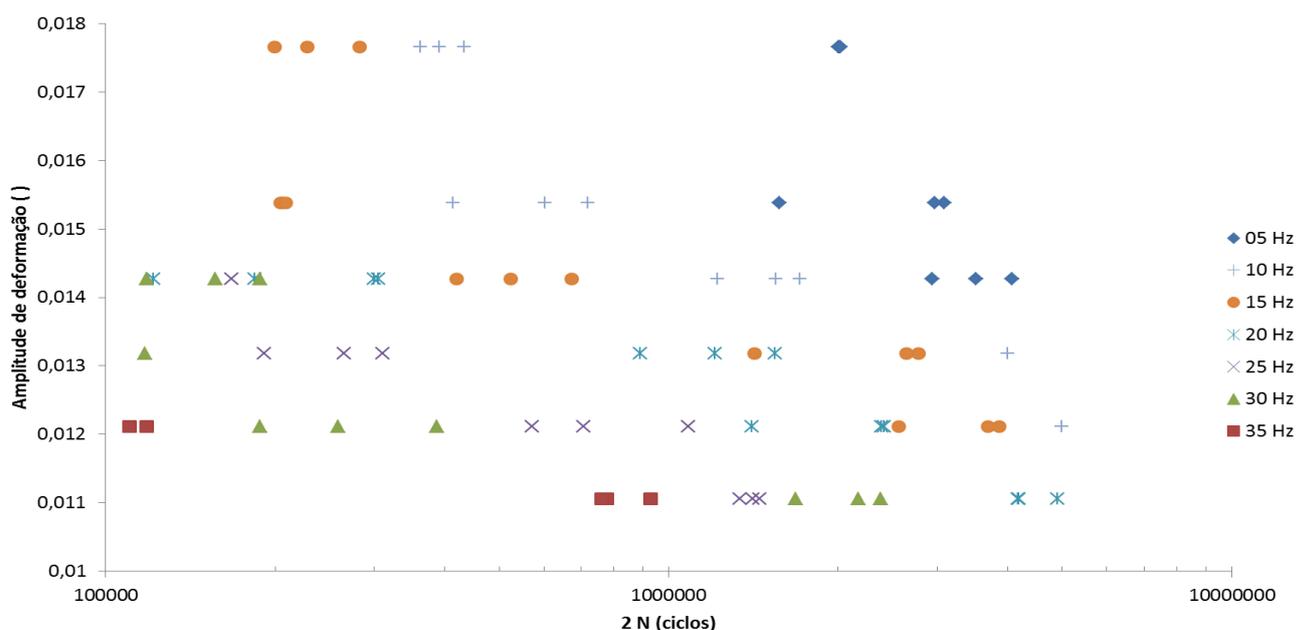


Figura 165: Pontos experimentais obtidos em diferentes níveis de deformação e frequência de ensaio.  
Fonte: Autor, 2013.

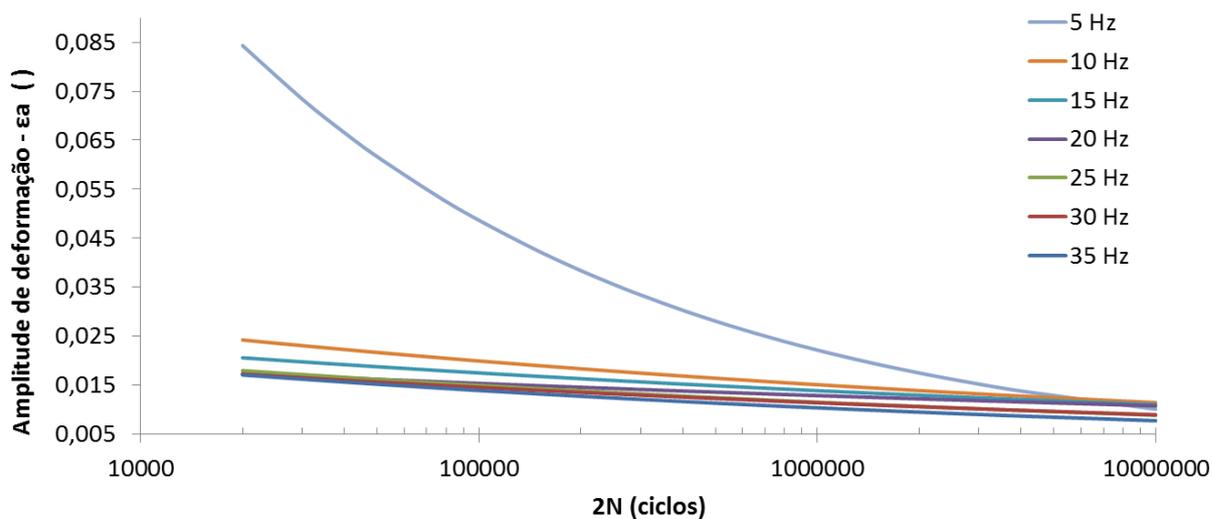


Figura 166: Comparação das leis de potência de cada frequência ensaiada.

Fonte: Autor, 2013.

Da Figura 166, verifica-se que na frequência de 5 Hz os corpos de prova ensaiados, que apresentaram uma falha predominante por fadiga mecânica, a sensibilidade da vida ao nível de deformação aplicada é maior do que os outros que tiveram mais predominância de fadiga com efeito de aquecimento. Assim nas maiores frequências ensaiadas, que se tem maior predominância de falha por deformação por aquecimento, o nível de deformação aplicada influencia menos na vida do material.

## 8 CONCLUSÕES

Após a realização dos ensaios de tração e flexão monotônicos realizados neste estudo e da análise dos resultados, verificou-se que a adição dos 40% de fibras de coco e dos 4% de PP-g-MA (agente compatibilizante) propiciou ganhos nas propriedades mecânicas de resistência e rigidez, se comparadas às encontradas no PP puro. O compósito em estudo apresentou-se 43,6% mais rígido e 42,0% mais resistente em tração do que PP puro. Em flexão o compósito apresentou uma rigidez 65,0% maior e 122,0% mais resistente do que a matriz. Estes ganhos foram obtidos graças a devida transferência de cargas da matriz para as fibras, fato garantido pela boa aderência das fibras na matriz devido ao uso do agente compatibilizante.

Para as propriedades cíclicas, conclui-se que nesta geometria e nas condições ensaiadas a frequência realmente impacta na vida em fadiga do compósito, pois influencia no mecanismo que leva a fratura do material. Ao aumentar a frequência de ensaio de 5 Hz até 35 Hz, reduziu-se a vida do material, devido a maior geração de calor por histerese por causa do efeito viscoelástico tanto da fibra quando do polipropileno e o menor tempo disponível para dissipá-lo, o que levou a mudança no tipo de fadiga predominante na falha, de fadiga mecânica por iniciação e propagação de trincas para fadiga com efeito de aquecimento da matriz. Foi verificado que a refrigeração utilizada foi ineficiente para proporcionar a refrigeração de todo o corpo de prova, refrigerando somente a região próxima à superfície, mudando a posição da fratura para um ponto de menor refrigeração e menor solicitação mecânica, mas onde o mecanismo de fadiga com efeito de aquecimento da matriz era preponderante.

## 9 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Este trabalho deixa como sugestão para trabalhos futuros a instalação de uma célula de carga juntamente com um sistema de alta taxa de aquisição de dados (carga e número de ciclos) de modo a possibilitar a construção de curvas de deformação por número de ciclos e tensão atuante por número de ciclos. Também sugere-se a construção de curvas tensão-deformação cíclicas, e estudos de Análise Térmica Dinâmico-Mecânica (DMTA) de modo a verificar o módulo de armazenamento ( $E'$ ), o módulo de perda ( $E''$ ) e a tangente de perda ou amortecimento mecânico ( $\tan \delta$ ).

De posse desses ensaios poderá se avaliar o comportamento deste compósito de uma maneira global e verificar a ocorrência de amolecimento ou endurecimento cíclico, além de verificar as diferenças na etapa de nucleação e da propagação das trincas no material durante solicitações cíclicas.

## REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS B593: “Standard Test Method for Bending Fatigue Testing for Copper-Alloy Spring Materials”. **ASTM**, Pennsylvania, 1996.

\_\_\_\_\_. ASTM D638: “Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics”. **ASTM**, West Conshohocken, 2008.

\_\_\_\_\_. ASTM D790: “Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials”. **ASTM**, West Conshohocken, 2011.

AGARWAL, B.; BROUTMAN, L. **Analysis and performance of fiber composites**. New York; Chichester: John Wiley, 1980.

AMIM, P.; PACHECO, E. Mistura de polipropileno e fibra de coco. **Jornal de Plásticos**, Rio de Janeiro, jun. 2004. Disponível em :< <http://jorplast.com.br/jpjun04/pag05.html>>. Acesso em: 28 dez. 2009.

ALBUQUERQUE, J. A. C. **Plásticos na prática**. Porto Alegre: Sagra Luzzatto, 1999.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and applications**. 2 ed. New York, CRC, 1995.

ANDRADY, A. L.; NEAL, M. A. Applications and societal benefits of plastics. **The Royal Society B**, v. 364, p. 1977-1984, 2009.

ANTUNES, M. C. **Estudo da influência do agente compatibilizante no comportamento em fadiga de um compósito de polipropileno reforçado com fibra de coco**. 2009. 43 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Centro Universitário da FEI, São Bernardo, 2009.

\_\_\_\_\_. **Durabilidade mecânica de compósitos de polipropileno com reforço híbrido de fibra de coco e talco**. 2012.184 f. Dissertação de Mestrado (Engenharia de materiais) - Centro de ciências exatas e de tecnologia programa de pós-graduação em ciência e engenharia de materiais, Universidade federal de São Carlos, São Carlos- SP.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DA INDÚSTRIA QUÍMICA. **Anuário da indústria química brasileira**, 2004.

BATHIAS, C. An engineering point of view about fatigue of polymer matrix composite materials. **Internacional Journal of fatigue**, France, v. 28, p. 1094-1099, Mar. 2006.

BETTINI, S.H.P. et al. Investigação do efeito da incorporação de lignina nas propriedades mecânicas e ópticas de compósitos de polipropileno e fibras de coco. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE POLÍMEROS, 11, 2011, Campos do Jordão. **Anais**. São Paulo: ABPOL, 2011.

BETTINI, S. H. P. et al. Investigation on the use of coir fiber as alternative reinforcement in polypropylene. **Journal Applied Polymer Science**, v. 118, p. 2841-2848, 2010.

BETTINI, S. H. P.; ANTUNES, M.; MAGNABOSCO, R. Investigation on the Effect of a Compatibilizer on the Fatigue Behavior of PP/Coir Fiber Composites. **Polymer Engineering and Science**, v. 51, n. 11, p. 2184-2190, Nov. 2011.

BETTINI, S. H. P.; ULIANA, A. T.; HOLZSCHUH, D. Effect of process parameters and composition on mechanical, thermal, and morphological properties of polypropylene/sawdust composites. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 108, n. 4, p. 2233-2241, May. 2008.

BIANCHI, M. **Desbalanceamento de resistência mecânica em materiais poliméricos: caracterização experimental e aplicação exploratória para projeto**. 2011. 211 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 24 de fev de 2011.

BICUDO, A. B. L. C.; et al. **Estudo da utilização da fibra de coco como alternativa de agente de reforço numa matriz polimérica de polipropileno**. 2007. 82 f. Trabalho de conclusão de Curso (Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Centro Universitário da FEI, São Bernardo, 2007.

BLEDZKI, A. K.; GASSAN, J. Composites reinforced with cellulose based fibres. **Progress in Polymer Science**, v. 24, p. 221-274, 1998.

BRYDSON, J. A. **Plastics Materials**. Londres; Boston: Butterworth Scientific, 1982.

CAHN, R. W.; et al. **Materials science and technology**, VCH. Cambridge, Hardcover, 1993.

CALLISTER, JR. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 5. ed. Rio de Janeiro, RJ: LTC, 2002.

CANEVAROLO JR, S. V.; **Ciência dos polímeros**: um texto básico para tecnólogos e engenheiros. São Paulo: Artliber, 2002.

CARANTI, L.; BONSE, B. C.; COSTA, R. A. Estudo da influencia dos teores de fibra, agente compatibilizante e tamanho de fibra nas propriedades de compósitos de polipropileno com fibra de bambu. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE POLÍMEROS, 11, 2011, Campos do Jordão. **Anais**. São Paulo: ABPOL, 2011.

CHAWLA, K. K. **Composite materials**: science and engineering. 2. ed. New York: Springer-Verlag, 1998.

CLEMONS, C. Wood-Plastic composites in the United States. **Forest Products Journal**, v. 52, n. 6, p. 10-18, Jun. 2002.

CRAWFORD, R.J. **Plastics engineering**, 3. ed. New York: Butterworth Heinemann, 1998.

CRUZ, M. C. A.; SOUSA, J. A. Correlações entre propriedades dinâmico-mecânicas e durabilidade sob fadiga mecânica em compósitos de polipropileno/polipropileno maleificado/fibra de vidro. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAS, 17., 2006, Foz do Iguaçu, **Anais eletrônicos...** Disponível em <<http://www.metallum.com.br/17cbecimat/resumos/17Cbecimat-210-005.pdf>>. Acesso em 17 fev. 2010.

CUNHA, J. T.; et al. Modelagem numérica de comportamento mecânico de compostos de matriz polimérica reforçada com fibras vegetais utilizando o método dos elementos discretos. **Universidade do Estado do Rio de Janeiro**, Nova Friburgo, 30 ago. 2004. Disponível em: <[HTTP://www.abcm.org.br/xi\\_creem/resumos /MC/CRE04-mc04.PDF](http://www.abcm.org.br/xi_creem/resumos/MC/CRE04-mc04.PDF)>. Acesso em : 07 jan. 2010.

DA SILVA, R.V.; et al. Desenvolvimento de um compósito laminado híbrido com fibras natural e sintética. **Revista matéria**.v. 13, n.1, p.154-161, jan. 2008.

DESHPANDE, A. P.; RAO, M. B.; RAO, C. L. Extraction of bamboo fibers and their use as reinforcement in polymeric composites, **Journal of Applied Polymer Science**, v. 76, n.1, p. 83-92, Jun. 1999.

DEVI, L. U.; BHAGAWAN S.S.; THOMAS S. Mechanical properties of

pineapple leaf fiber-reinforced polyester composites. **Journal of Applied Polymer Science**, New Yorkv. 63, n. 13, p. 1739-1748, Mar. 1997.

DOWLING, N. E. **Mechanical behavior of materials** : engineering methods for deformation, fracture, and fatigue. Prentice-Hall, 1999, 830 p. 013905720x.

FENGEL, D.; WEGENER, G. **Wood**: chemistry, ultrastructure and reactions. Berlin: Walter de Gruyter, 1989.

FERREIRA, J.A.M. et al. Analysis of fatigue and damage in glass-Fibre-reinforced polypropylene composite materials. **Composites Science and Technology**, Portugal, v. 59, p. 1461-1467, Nov. 1999.

FONSECA Jr, T. M. I. **Método de previsão da curva deformação-vida em fadiga para as ligas de alumínio AA6261 e AA6351-T6**. 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 27 jun. 2003. Disponível em: <<http://libdigi.unicamp.br/document/?code=vtls000304160>>. Acesso em 07 jan. 2010.

FREIRE JR, R. C. S. **Fadiga de alto ciclo em compósitos de prfv. modelagem por rnas e prevenção de falha**. 2005. 206 f. Tese de Doutorado (Engenharia de Materiais) - Centro de Ciências Exatas e da Terra - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade federal do Rio Grande do Norte, Natal- RN.

GASSAN, J.; BLEDZKI, A. K. Alkali treatment of jute fibers: relationship between structure and mechanical properties. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 71, n. 4, p. 623-629, Jan. 1999.

GEETHAMMA V.G. et al. Dynamic mechanical behavior of short coir fiber reinforced natural rubber composites. **Composites: Part A**, v. 36, n. 11, p. 1499-1506, 2005. Disponível em <[http://www.sciencedirect.com/science?\\_ob=ArticleURL&\\_udi=B6TWN-4G361S5-1&\\_user=10&\\_coverDate=11%2F30%2F2005&\\_rdoc=1&\\_fmt=high&\\_orig=search&\\_sort=d&\\_docanchor=&view=c&\\_acct=C000050221&\\_version=1&\\_urlVersion=0&\\_userid=10&md5=6f53324b54a5110a289cfb470cfafec1](http://www.sciencedirect.com/science?_ob=ArticleURL&_udi=B6TWN-4G361S5-1&_user=10&_coverDate=11%2F30%2F2005&_rdoc=1&_fmt=high&_orig=search&_sort=d&_docanchor=&view=c&_acct=C000050221&_version=1&_urlVersion=0&_userid=10&md5=6f53324b54a5110a289cfb470cfafec1)>. Acesso em: 10 jan. 2010.

GELFUSO, M. V.; SILVA, P. V. G.D.; THOMAZINI, D. Polpropylene matrix reinforced with coconut fibers. **Materials Research**, v. 14, n.3, p. 360-365, Jun. 2011.

GILLESPIE, Thomas D. **Fundamentals of vehicle dynamics**. Warrendale, PA: SAE-Sociedade de Engenheiros da Mobilidade, c1992. 495 p.

GIANNETTI, A. A. M.; et al. Lignin as Additive in Polypropylene/Coir Composites: Thermal, Mechanical and Morphological Properties. **Carbohydrate Polymers**, v. 87, p. 2563-2568, 2012.

GLOBAL 21. **Informes setoriais**: petroquímico e plásticos. Disponível em: <<http://www.global21.com.br//informessetoriais/setor.asp?cod=1>>. Acesso em 12 fev. 2012.

HERTZBERG, R. W.; MANSON, J. A.; SKIBO, M. Frequency sensitivity of fatigue processes in polymeric solids. **Polymer Engineering and Science**, v. 15, n. 4, p. 252-260, Apr. 1975.

HIDDEN MYSTERIES. Disponível em: <<http://www.thehenryford.org/research/soybeancar.aspx#>>. Acesso em 9 jan. 2013.

ISHIZAKI, M. H.; et al. Caracterização mecânica e morfológica de compósitos de polipropileno e fibras de coco verde: influência do teor de fibra e das condições de mistura. **Polímeros**, São Carlos, v 16, n.3, abr. 2006. Disponível em <<http://www.scielo.br/scielo.php?pid=S010414282006000300006&script=sciarttext&ting=en>>. Acesso em 09 jan. 2010.

JUSKA, C., 2006 Automotive plasticsreport card: the policies and practices of eight leading automakers. **Ecology Center**.EUA. p. 1-28, nov. 2006.

KULTURAL, S.E.; ERYUREK, I.B. Fatigue behavior of calcium carbonate filled polypropylene under high frequency loading. **Materials & Design**, Istanbul, v.28, n.3, p. 816-823, Set. 2007. Disponível em: <[http://www.sciencedirect.com/science?\\_ob=ArticleURL&\\_udi=B6TX5-4PNJ1K2-8&\\_user=10&\\_coverDate=12%2F31%2F2007&\\_alid=1299451481&\\_rdoc=1&\\_fmt=high&\\_orig=search&\\_cdi=5581&\\_sort=r&\\_docanchor=&view=c&\\_ct=99&\\_acct=C000050221&\\_version=1&\\_urlVersion=0&\\_userid=10&md5=5263f97228e6320cd59de63e9e789665](http://www.sciencedirect.com/science?_ob=ArticleURL&_udi=B6TX5-4PNJ1K2-8&_user=10&_coverDate=12%2F31%2F2007&_alid=1299451481&_rdoc=1&_fmt=high&_orig=search&_cdi=5581&_sort=r&_docanchor=&view=c&_ct=99&_acct=C000050221&_version=1&_urlVersion=0&_userid=10&md5=5263f97228e6320cd59de63e9e789665)>. Acesso em: 21 jan. 2010.

KURUVILLA, J.;MEDEIROS,E.; CARVALHO,L. Compósitos de matriz poliéster reforçados por fibras curtas de sisal. **Polímeros: Ciências e Tecnologia**, p.136-141, out./dez.1999. Disponível em:<[http://www.scielo.br/scielo.php?pid=S0104-142819999000400023&script=sci\\_pdf&ting=pt](http://www.scielo.br/scielo.php?pid=S0104-142819999000400023&script=sci_pdf&ting=pt)>. Acessoem 07 jan. 2010.

LARBIG, H.; et al. Natural fibre reinforced foams based on renewable resources for automotive interior applications. **Journal of Cellular Plastics**, v. 34, n. 4, p. 361-379, July. 1998.

LIBERMANN, R. B.; BARBE P.C. **Encyclopedia of polymer science and engineering**, 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 1989, v. 13, p. 464-531.

MALLICK, P.K. **Fiber-reinforced composites**: materials, manufacturing and design. Nova Iorque: Marcel Dekker, 1988. p.312.

MATTHEWS, F. L.; RAWLINGS, R. D. **Composite materials**: engineering and science. Grã Bretanha: Chapman & Hall, 1994. p. 470.

MEDEIROS, E.; MATTOSO, L.; CARVALHO, L. Uso de tecidos de fibras vegetais para melhoria das propriedades de materiais plásticos. **Embrapa Circular técnica**, São Carlos, n.16, nov. 2002. Disponível em:  
<[http://www.cnpdia.embrapa.br/publicacoes/download.php?file=CiT16\\_2002.pdf](http://www.cnpdia.embrapa.br/publicacoes/download.php?file=CiT16_2002.pdf)>. Acesso em 10 jan.2010.

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical behavior of materials**. Prentice-Hall, 1999, 680 p. 0132628171.

MISHRA, S., NAIK, J.B., PATIL, Y.P. The compatibilising effect of maleic anhydride on swelling and mechanical properties of plant-fiber-reinforced novolac composites. **Composites Science and Technology**. Índia, v. 60, p. 1729±1735, Mar. 2000.

MORAES, D.V. O. de. **Estudo da influência de variáveis de composição no comportamento em fadiga de compósitos de polipropileno e fibra de coco**. 2010. 83 f. Iniciação Científica - Centro universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2010.

NIELSEN, L.; LANDEL, R. **Mechanical properties of polymers and composites**. 2. ed. rev. e aum. New York; Basel: Marcel Dekker, 1994.

NOHARA, L. B.; et al. Síntese de um poli (ácido âmico) para aplicação como interfase em compósitos termoplásticos de alto desempenho. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v. 14, n. 2, p. 122-128, maio 2004. Disponível em:  
<[http://biblioteca.universia.net/html\\_bura/ficha/params/id/605726.html](http://biblioteca.universia.net/html_bura/ficha/params/id/605726.html)>. Acesso em: 10 fev. 2010.

ORGANIZAÇÕES DAS NAÇÕES UNIDAS PARA AGRICULTURA E ALIMENTAÇÃO. Disponível em <<http://www.fao.org.br>>. Acesso em 7 fev. 2012.

PEBLY, H. E. Glossary of terms. In: REINHART, T. (org). **Engineered materials, handbook**. Ohio, ASM International, 1998. v.4 p.10-20.

PEGORETTI, A.; RICCÒ, T.; Fatigue crack propagation in polypropylene reinforced with short glass fibres. **Composites Science and Technology**, v. 59, p.1055±1062, 1999.

PEGORETTI, A.; RICCO, T.; Crack growth in discontinuous glass fibre reinforced polypropylene under dynamic and static loading conditions. **Composites : Part A**, v.33, p. 1539-1547, 2002.

PLASTICSEUROPE, **Plastics – the Facts 2010, An analysis of European plastics production, demand and recover y for 2009**, set. 2010, Belgium. Disponível em:<[http://www.plasticseurope.org/documents/document/20101006091310-final\\_plasticsthefacts\\_28092010\\_lr.pdf](http://www.plasticseurope.org/documents/document/20101006091310-final_plasticsthefacts_28092010_lr.pdf)>. Acesso em: 26 jan. 2012.

RABELLO, M. **Aditivação de Polímeros**. São Paulo: Artiliber, 2000.

RAJ, R. G.; KOKTA, B. V. Mechanical properties of surface-modified cellulose fiber-thermoplastic composites. In: ROWELL, M. R.; SCHULTZ, T. P.; NARAYAN, R. **Emerging Technologies for materials and chemicals from biomass**. Washington, American Chemical Society, 1992, v. 476, p. 76-87.

RAZERA, I. A. T. **Compósitos de Matrizes Termofixas Fenólicas e Lignofenólicas Reforçadas com Fibras Vegetais**. São Carlos, 2006. Tese (Doutorado em Ciências Físico-Química) – Instituto de Química de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2006.

RAZERA, I. A. T; FROLLINI, E. Composite based on jute fibers and phenolics matrices: properties of fibers and composites. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 91, n. 2, p. 1077-1085, Mar. 2003. Disponível em :<<http://www3.interscience.wiley.com/journal/106566112/abstract>>. Acesso em: 15 fev. 2010.

REINHART, T.; CLEMENTS. **Introduction to composites engineered materials handbook**. Ohio: ASM International, 1998.

ROESLER, M. HARDERS. H, BAEKER, M. **Mechanical behavior of engineering materials, metals, ceramics, polymers, and composites springer verlag**. Berlin Heidelberg, 2007.

ROUT, J.; et al. The Influence of fibre treatment on the performance of coir-polyester composites. **Composite Science and Technology**, v. 61, n. 9, p.1303-1310, July. 2001.

ROWELL, R. M.; et al. Utilization of natural fibers in plastic composites: problems and opportunities. In: LEÃO, A. L.; CARVALHO, F. X.; FROLLINI, E. **Lignocellulosic-plastics composites**. São Paulo, USP/UNESP, 1997. p. 23-51.

ROZMAN, H.D.; et al. The effect of lignin as a compatibilizer on the physical properties of coconut fiber–polypropylene composites. **European Polymer Journal**. Malaysia, 2000, v. 36, n. 7, 1483-1494.

SANTOS, P.A.; et al. Natural fibers plastic composites for automotive applications. In: Automotive Composites Conference & Exhibition, 8., 2008, Michigan, **Anais eletrônicos...** Disponível em: < [http://www.speautomotive.com/SPEA\\_CD/SPEA2008/c.htm](http://www.speautomotive.com/SPEA_CD/SPEA2008/c.htm)>. Acesso em 18 jan. 2011.

SENHORAS, E. M. **Estratégias de uma agenda para a cadeia agroindustrial do coco: transformando a ameaça dos resíduos em oportunidades eco-eficientes**: Transformando a ameaça dos resíduos em oportunidades eco-eficientes. 2003. 38f. Monografia – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, abr. 2003.

SILVA, R. V. **Compósitos de resina poliuretano derivada de óleo de mamona e fibrasvegetais**. 2003. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Universidade de São Paulo, São Carlos, 2003.

SUDDLELL, B.C.; EVANS, W.J. Natural fiber composites in automotive applications. In: MOHANTY, A. K.; MISRA, M.; DRZAL L. T. **Natural fibers, biopolymers, and biocomposites**. Florida: Taylor & Francis, 2005, cap. 7.

SURESH, S. **Fatigue of materials**. 2. ed. Cambridge: Cambridge University, c1998, 679 p.

TECNOLOGIA DO PVC. São Paulo: ProEditores/ Braskem, 2006. Disponível em: < [http://www.braskem.com.br/Portal/Principal/Arquivos/Download/Upload/Tecnologia%20do%20PVC%20a%20edi%C3%A7%C3%A3o\\_22.pdf](http://www.braskem.com.br/Portal/Principal/Arquivos/Download/Upload/Tecnologia%20do%20PVC%20a%20edi%C3%A7%C3%A3o_22.pdf)>. Acesso em: 11 jul. 2012.

THE HENRY FORD. Disponível em: <<http://www.hiddenmysteries.org/conspiracy/facts/fordhemp.html>>. Acesso em 9 jan. 2013.

TITA, S. P. S.; PAIVA, J. M. F. DE; FROLLINI, E; Resistência ao Impacto e Outras Propriedades de Compósitos Lignocelulósicos: Matrizes Termofixas Fenólicas Reforçadas com Fibras de Bagaço de Cana-de-açúcar. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v. 12, n. 4, p. 228-239, 2002.

TOMCZAK, F.; SYDENSTRICKER, T. H. D.; SATYANARAYANA, K. G.; Studies on lignocellulosic fibers of Brazil. Part II: Morphology and properties of Brazilian coconut fiber. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Paraná-Brasil, v. 38, p. 1710-1721, Feb. 2007.

WALBER, M.; TAMAGNA, A. Avaliação dos níveis de vibração existentes em passageiros de ônibus rodoviários intermunicipais, análise e modificação projetual. **Revista Liberato**. Novo Hamburgo, v. 11, n. 15, p. 1-88, jan./jun. 2010. Disponível em: <<http://www.liberato.com.br/upload/arquivos/0116091018341325.pdf>> Acesso em: 02 Nov. 2011.

WAMBUA, P.; IVENS, J.; VERPOEST, I. Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics?. **Composites Science and Technology**. v. 63, p. 1259-1264, Feb. 2003.

WONGHON, M. **Fibra de coco é usada na indústria automobilística**. Disponível em: <<http://www.radiobras.gob.br/ct/1996/materia0305964htm>>. Acesso em: 16 jan. 2010.

XANTHOS, M. **Functional fillers for plastics**, Newark USA: Wiley-VCH, 2005.

YANG, H; QIAO, P; WOLCOTT, M. P. Fatigue characterization and reabilit analysis of wood flour filled polypropylene composites. **Polymer Composities**, v. 31, n. 4, p. 553-560, Apr. 2010.

ZHOUA, Y.; et al. Experimental study on thermal and mechanical behavior of polypropylene, talc/polypropylene and polypropylene/clay nanocomposites. **Materials science and technology**, USA, v. 402, n. 1-2, p.109-117, Apr. 2005.

## ANEXO A- Desenvolvimento do Corpo de Prova

Realizando uma análise de elementos finitos, feitas no pré e pós-processador software MSC.Patran e utilizando como solver o MSC.Marc, o corpo de prova proposto pela norma ASTM B593, 1996 (Figura 167), que trata sobre método de testes de fadiga por flexão, foi verificado que na geometria do corpo de prova há um raio de concordância (de 9,53 mm) que atua como concentrador de tensão. Este fato pode ser visto nos resultados das simulações, mostrados na Figura 168 para as tensões atuantes de von Mises, e na Figura 169 para as deformações, ao longo do corpo de prova. Isso iria conduzir uma falha no material sempre próxima desses concentradores, dificultando o estudo da fadiga do material, pois aumentaria o espalhamento de dados.

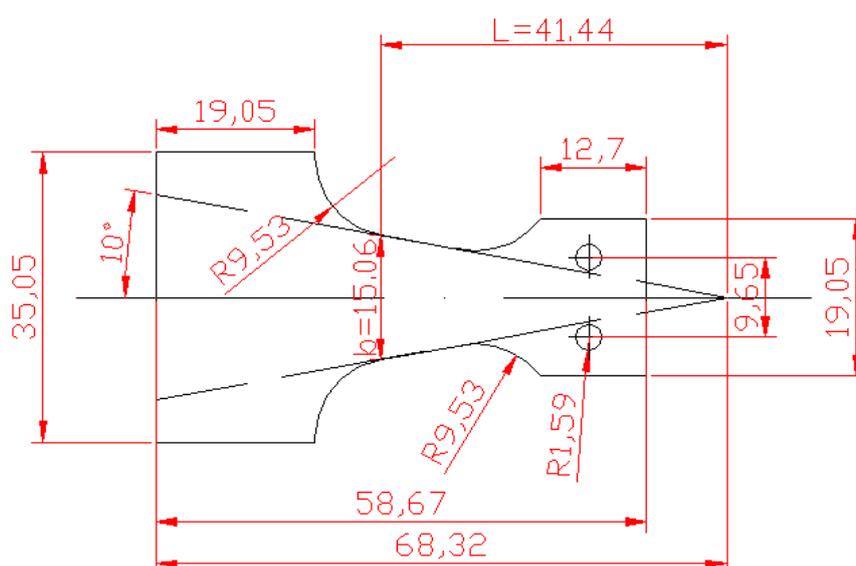


Figura 167: Corpo de prova indicado pela norma ASTM B593.  
Fonte: ASTM B593, 1996.

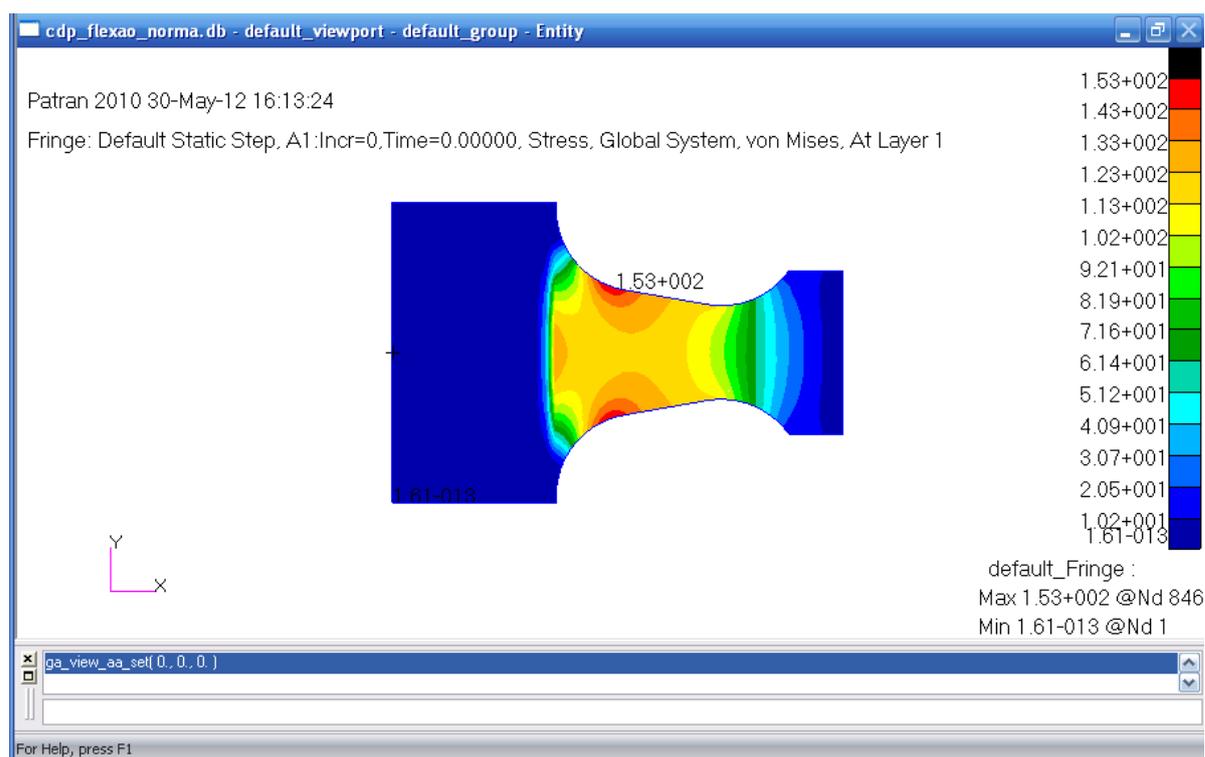


Figura 168: Simulação numérica do corpo de prova da ASTM B593, mostrando as tensões de von Mises atuantes no corpo de prova.

Fonte: Autor, 2013.

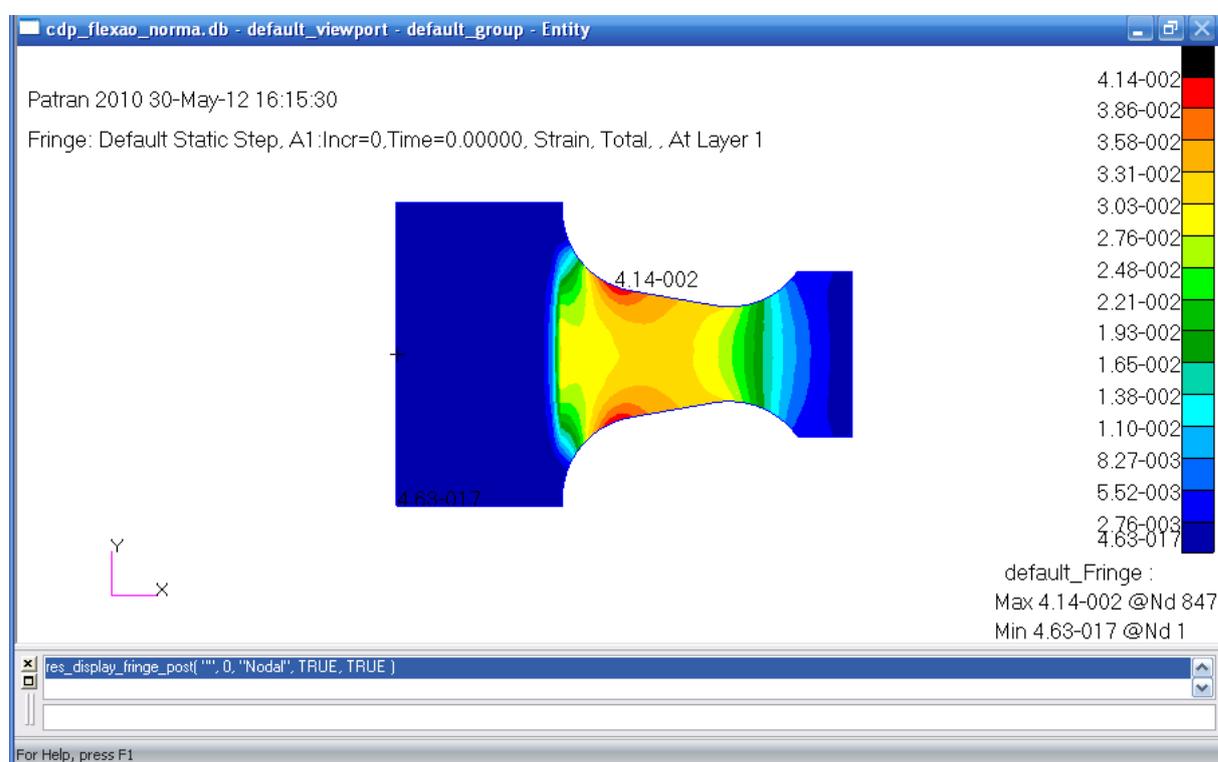


Figura 169: Simulação numérica do corpo de prova da ASTM B593, mostrando as deformações no corpo de prova.

Fonte: Autor, 2013.

Assim baseado na norma ASTM B593 (1996) foi desenvolvido um novo corpo de prova de modo que não apresentasse concentradores de tensões, fazendo com que a fratura do corpo de prova ocorra sempre na região de maior carregamento mecânico do corpo de prova, sem estar associada a concentradores de tensões.

Com essas preocupações foi proposto, pelo professor Gustavo Donato, utilizar um raio único e suave na região de ensaio do corpo de prova, isto é, na região fora das áreas onde o corpo de prova é fixado. A geometria final desenvolvida para o corpo de prova é mostrada na Figura 170. Em paralelo esta geometria está sendo estudada para materiais metálicos no mestrado do aluno Alex Gonçalves.

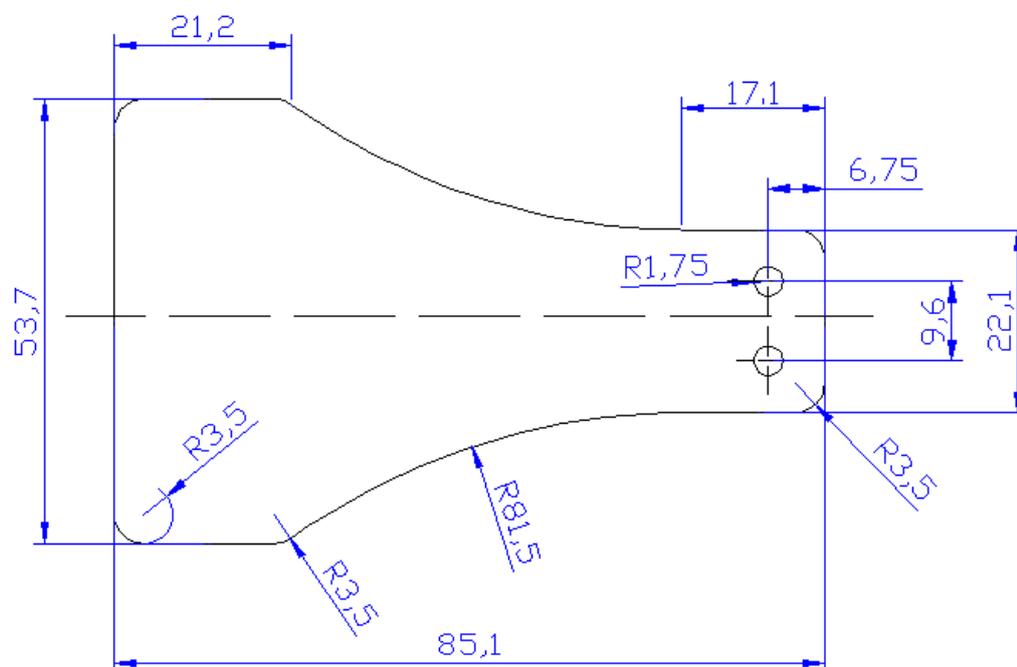


Figura 170: Corpo de prova desenvolvido com raio único na seção de ensaio.  
Fonte: Autor, 2013.

Para auxiliar o desenvolvimento deste novo desenho de corpo de prova também foram realizadas simulações pelo método dos elementos finitos feitas utilizando também como pré e pós-processador o software MSC.Patran e como solver o MSC.Marc. Decidiu-se realizar simulações que levassem em conta as 3 dimensões do material, de modo a considerar o cisalhamento entre as camadas do material. O elemento escolhido foi o “hexaédrico de 8 nós”, onde se utilizou 15 elementos na espessura do corpo de prova, e nas outras dimensões como esta indicado na Figura 171. Desta forma totalizou-se aproximadamente 58500 nós e 53000 elementos.

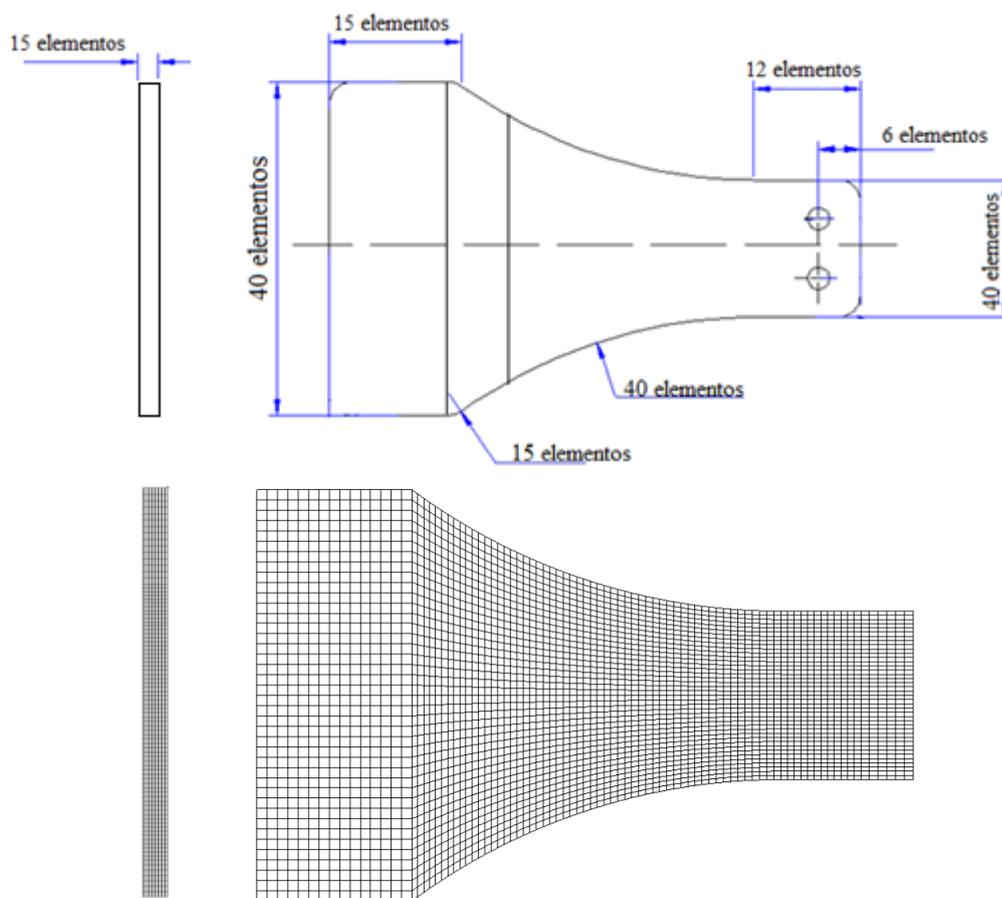


Figura 171: Número de elementos utilizados na simulação numérica.  
 Fonte: Autor, 2013.

Como o corpo de prova é fixado (prensado) entre dois apoios de aço, considerou-se um engaste, travando as rotações e translações nos eixos X (direção longitudinal) e Z (direção vertical), aplicado na esquerda do corpo de prova, como pode ser visto na Figura 172. Na região do engaste, deixou-se liberado as deformações no eixo Y (transversal), de modo que ficasse permitido deformação na largura. Na região indicada na Figura 172, foi aplicado um deslocamento de 12,7 mm no eixo Z, que é o máximo deslocamento da máquina de ensaios BUD CSS-40, disponível na época do desenvolvimento nos laboratórios do Centro Universitário da FEI.

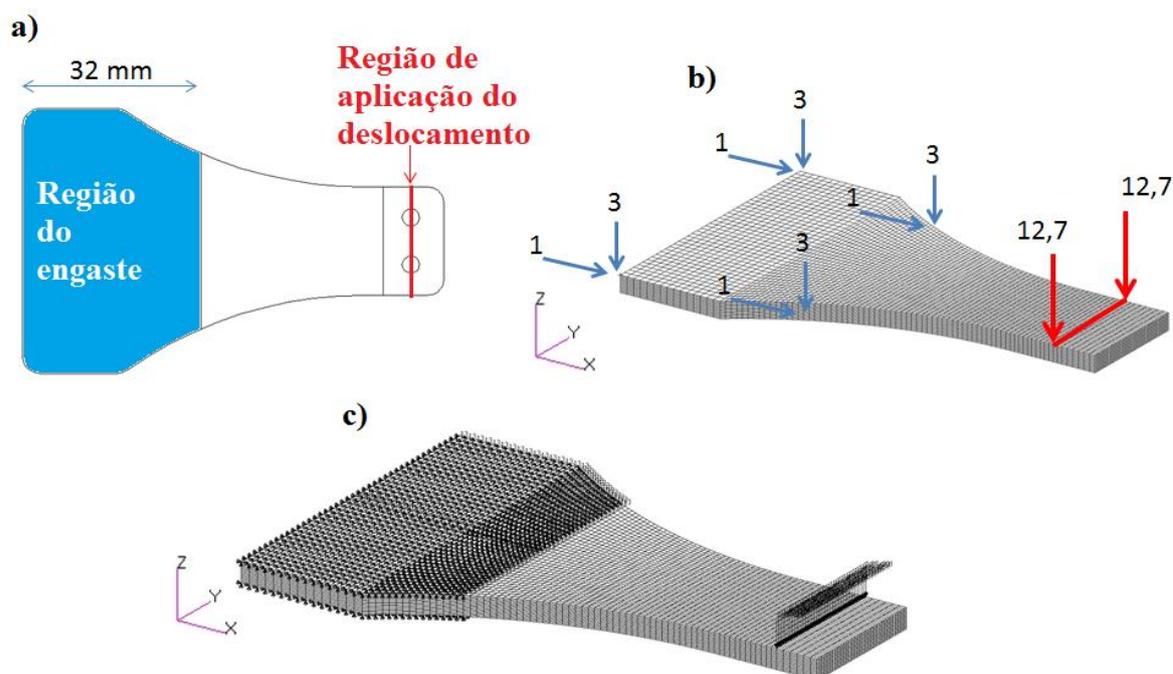


Figura 172: (a) localização da região da aplicação do engaste e do deslocamento, (b) como é representado o engaste (setas travando nas direções 1 e 3) e o deslocamento de 12,7 mm no programa PATRAN e (c) imagem retirada do PATRAN.

Fonte: Autor, 2013.

Para caracterizar o material ao longo da sua deformação do tipo elasto-plástico, alimentou-se o modelo para o trecho elástico com um módulo elástico de 3,154 GPa, que foi determinado em um ensaio de tração a uma tensão de 10 MPa. Na região plástica conhecida, utilizou-se os dados de tensão-deformação verdadeira. Já para níveis de deformação além do conhecido (4,61%) do ensaio de tração, utilizou-se uma extrapolação por um polinômio, caracterizando uma equação de potência. O coeficiente de Poisson utilizado foi de 0,4199.

Na Figura 173 pode-se verificar o resultado da simulação mostrando a distribuição das tensões de von Mises atuantes para o corpo de prova desenvolvido, com a máxima flecha de 12,7 mm anteriormente mencionada. Os resultados mostram que a estrutura ensaiada está em grandes deformações e principalmente em grandes deslocamentos.

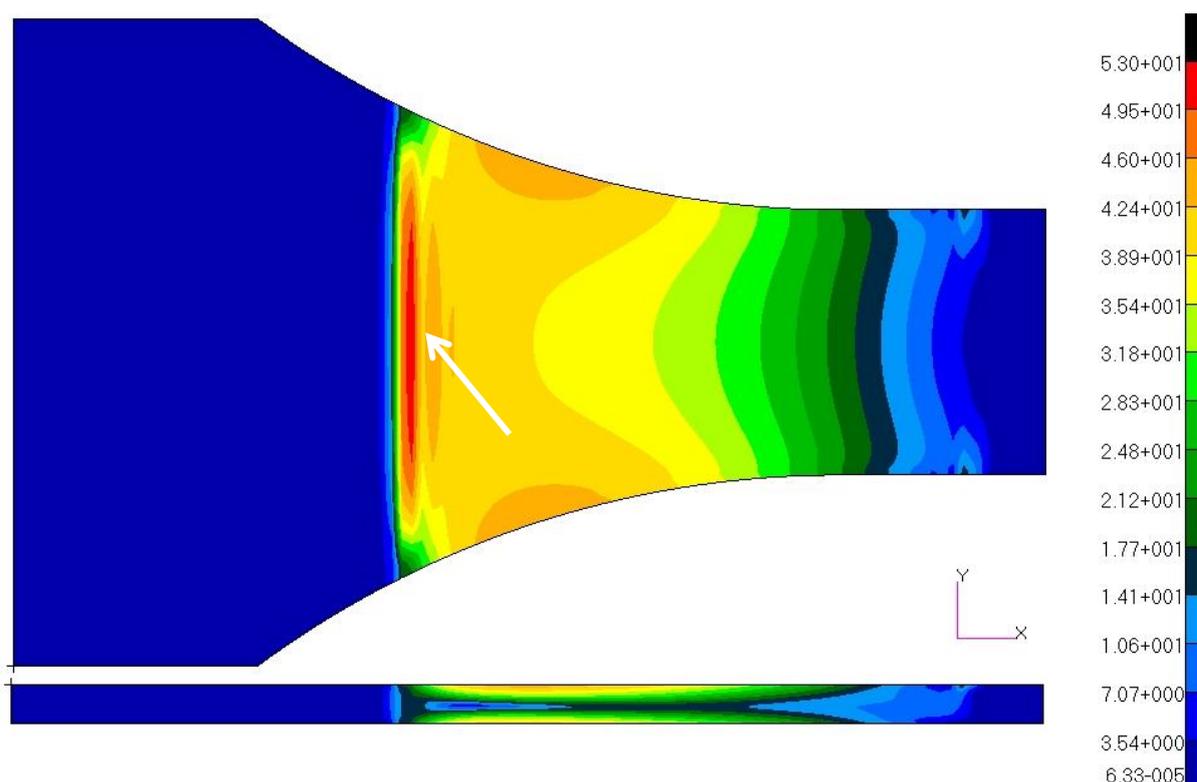


Figura 173: Resultado das tensões de von Mises atuantes ao longo de todo o corpo de prova, com deslocamento de 12,7 mm.

Fonte: Autor, 2013.

Verifica-se da Figura 173 que a máxima tensão de von Mises apresentada no corpo de prova foram perto da região do engaste. Este alto nível de tensões observado perto da região do engaste é devido a problemas da malha de elementos finitos, causados por questões de descontinuidades na vinculação, que não acontecem na realidade, porém ocorre na simulação por se considerar um engastamento do corpo de prova e não uma fixação por contato, como ocorre na realidade. Mas este problema torna-se irrelevante devido ao fato de isto ocorrer longe da região que é de interesse neste trabalho. Assim, desconsiderando dos resultados das simulações a região do engaste, obtêm-se uma nova distribuição de tensões de von Mises atuantes que é mostrada nas Figura 174 e Figura 175, de onde observa-se os resultados das deformações de von Mises atuantes.

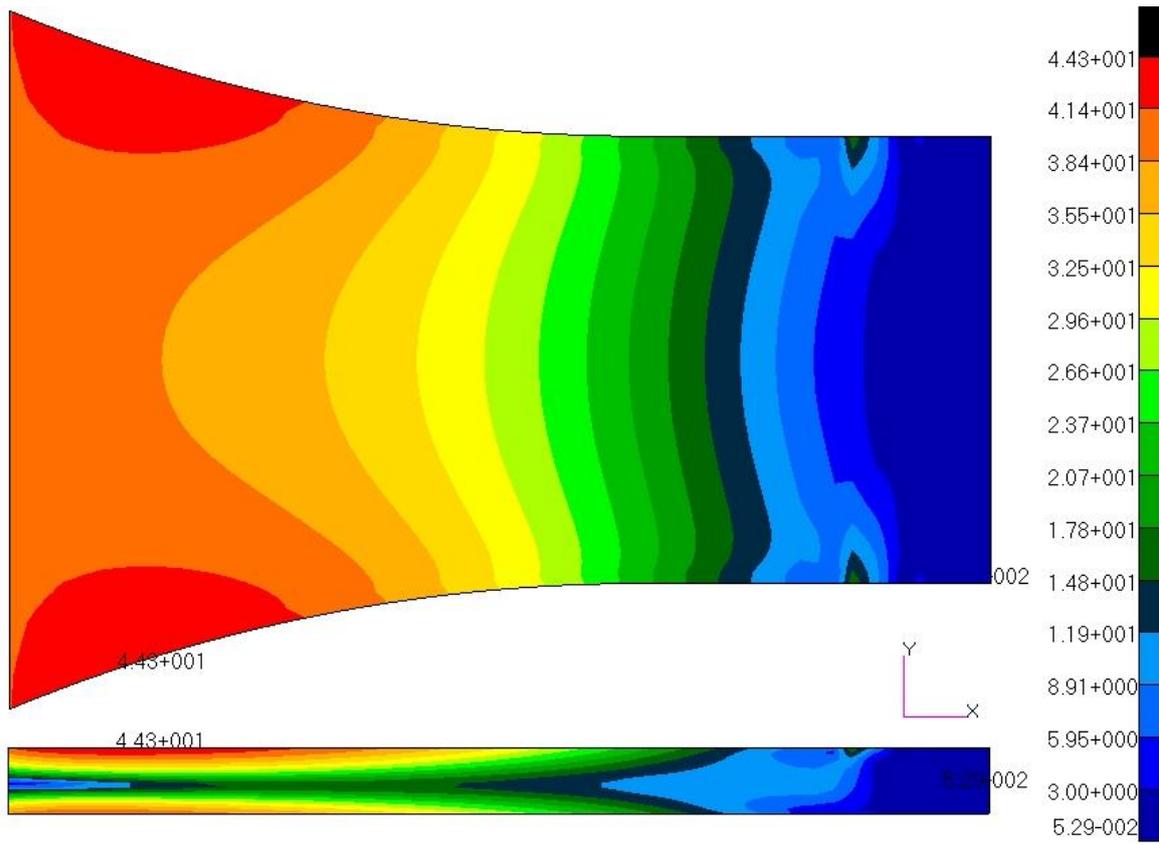


Figura 174: Resultado das tensões atuantes de von Mises, na região de interesse - deslocamento de 12,7 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

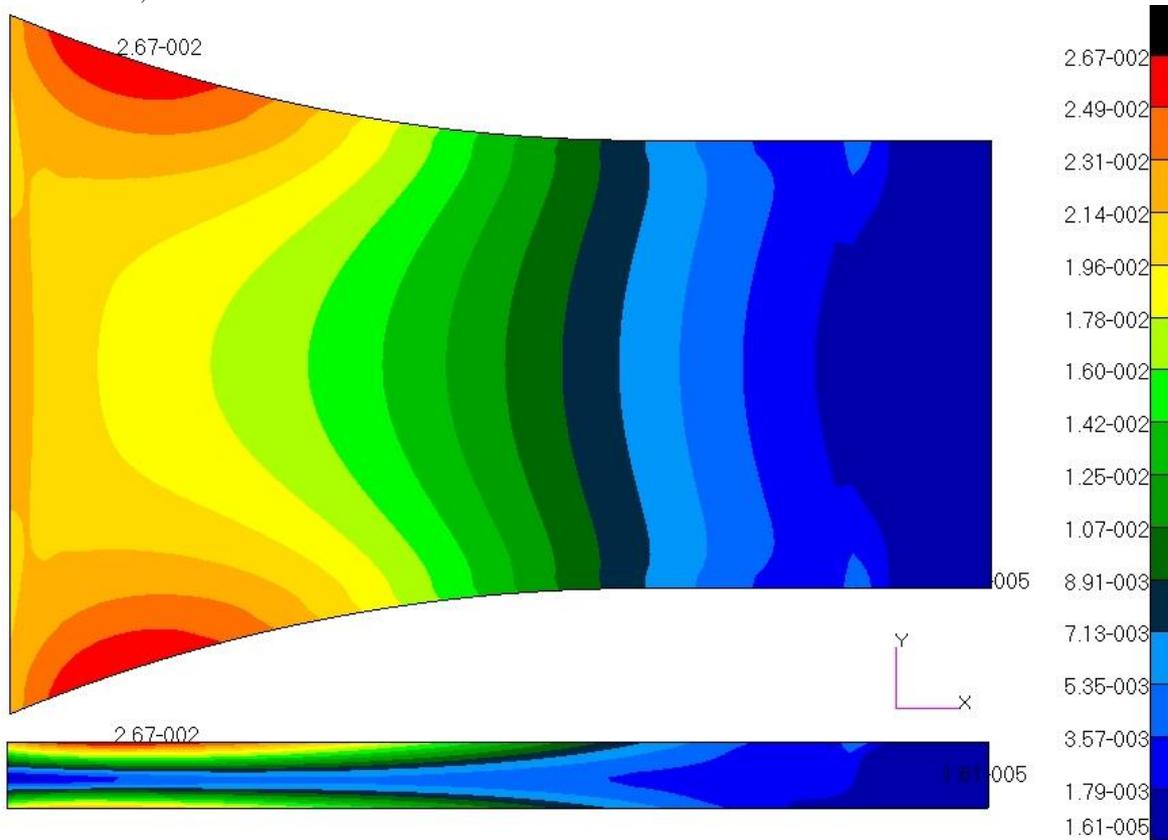


Figura 175: Resultado das deformações atuantes de von Mises, na região de interesse - deslocamento de 12,7 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

Agora com os resultados filtrados da influência do engaste, verifica-se que a tensão máxima de von Mises para a flecha de 12,7 mm imposta foi de 44,3 MPa e a máxima deformação de von Mises foi de 0,02670 e que estão realmente atuando na região de ensaio, não havendo concentração de tensão devido ao raio de curvatura e da aplicação do deslocamento, como era desejado.

A fim de se conhecer como a tensão e deformação máxima de von Mises variavam em função do deslocamento, obteve-se dos diferentes passos da simulação, as tensões e deformações atuantes para outros níveis de deslocamentos (2,94 mm, 4,95 mm, 6,94 mm e 8,92 mm). Como nos ensaios deste trabalho o deslocamento máximo utilizado foi de 9 mm, é interessante mostrar os resultados obtido para o deslocamento de 8,92 mm. Nas Figura 176 e Figura 177 pode-se ver a distribuição de tensões e deformação respectivamente para este nível de deslocamento, onde observam-se que os valores máximos são 37,40 MPa e 0,01750 .

Vale ressaltar que os modelos numéricos aqui desenvolvidos e utilizados não fazem parte do núcleo deste trabalho, mas foram importantes para a determinação de parâmetros aqui utilizados.

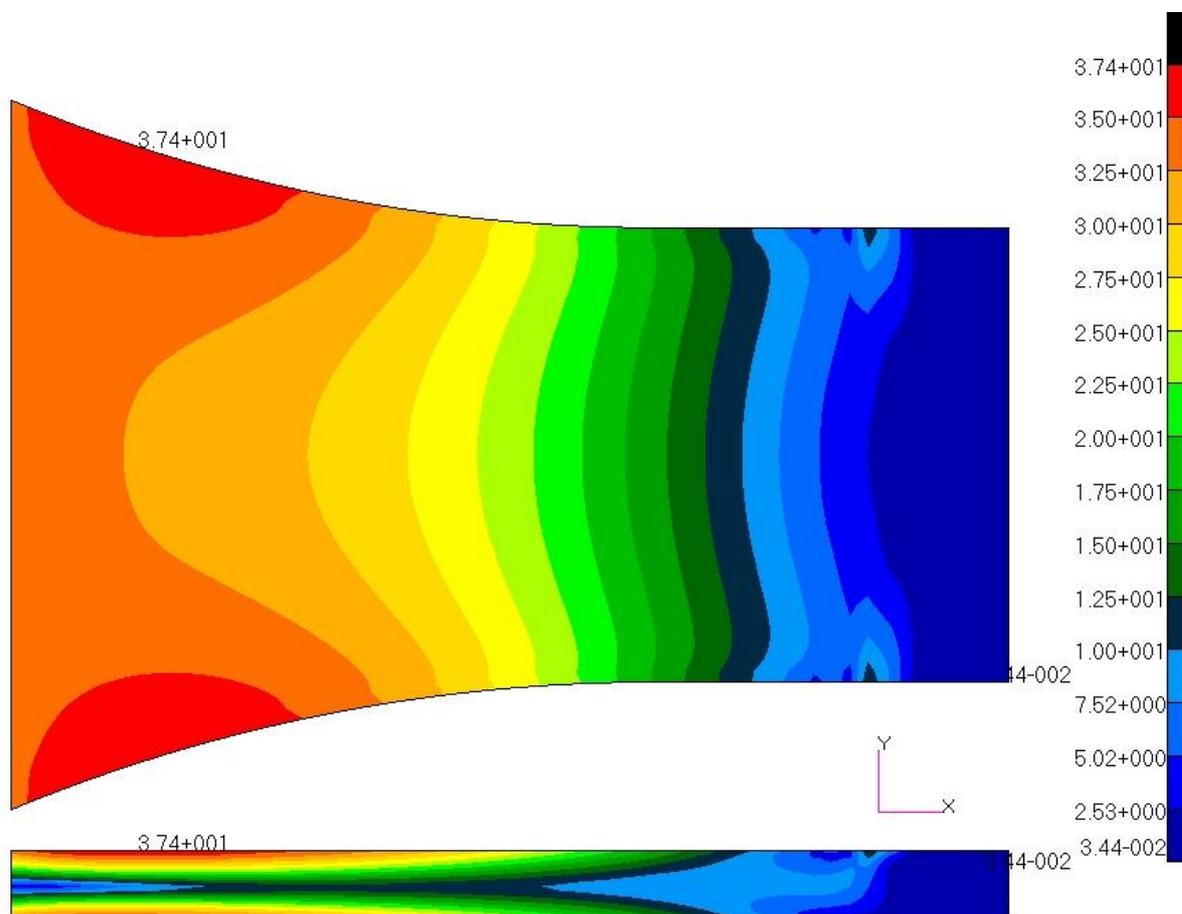


Figura 176: Resultado das tensões atuantes de von Mises, na região de interesse - deslocamento de 8,92 mm.  
Fonte: Autor, 2013.

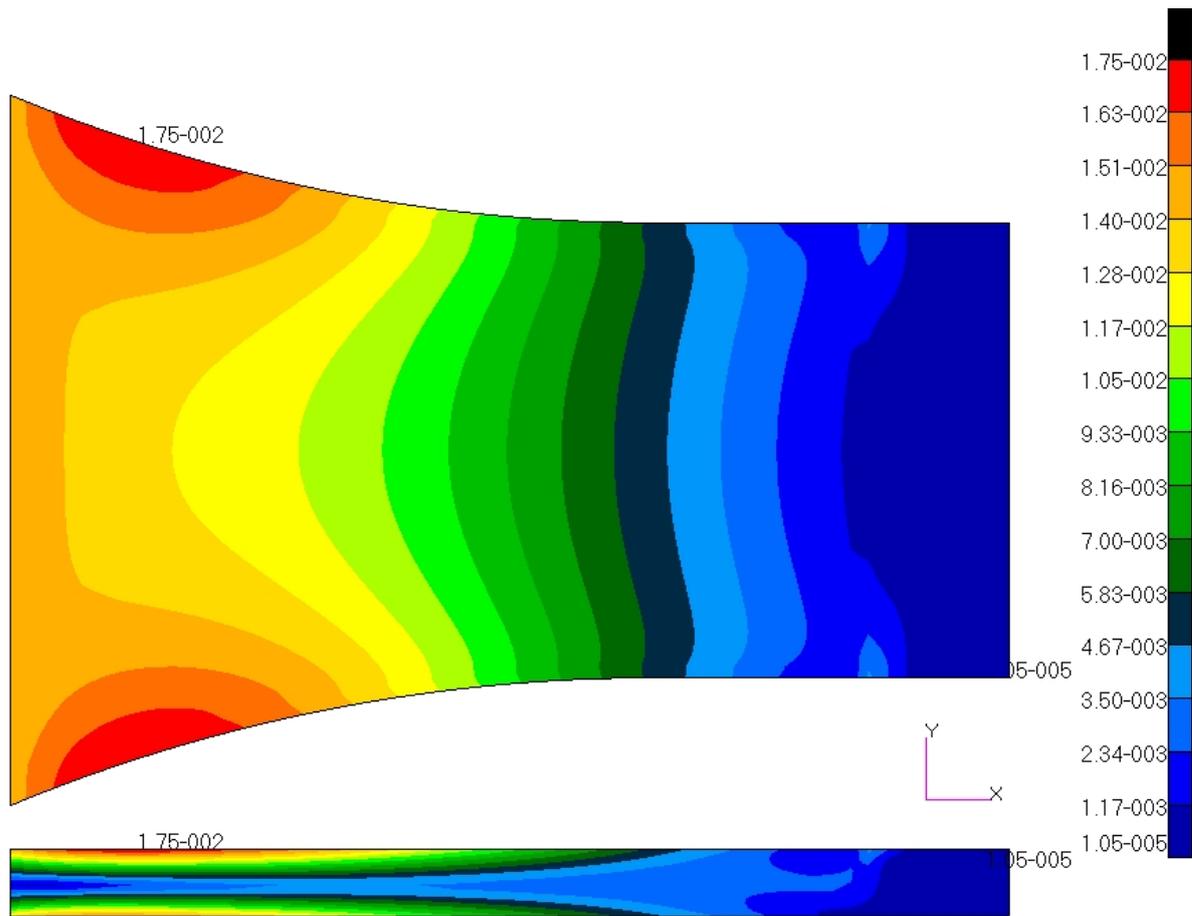


Figura 177: Resultado das deformações atuantes de von Mises, na região de interesse - deslocamento de 8,92 mm.

Fonte: Autor, 2013.

ANEXO B - Projeto e construção da gaveta de injeção para os corpos de prova de flexão

Com a nova geometria do corpo de prova definida como descrição do anexo A, foi desenvolvida uma gaveta de injeção para possibilitar a injeção dos corpos de prova para realização dos ensaiados. Nas dimensões da gaveta de injeção adaptável a injetora Batenfeld HM 60/350 (Figura 180), conseguiu-se dispor 2 corpos de prova, assim a cada ciclo de injeção são produzidos dois corpos de prova. O desenho de uma vista da gaveta de injeção pode ser visto na Figura 178.

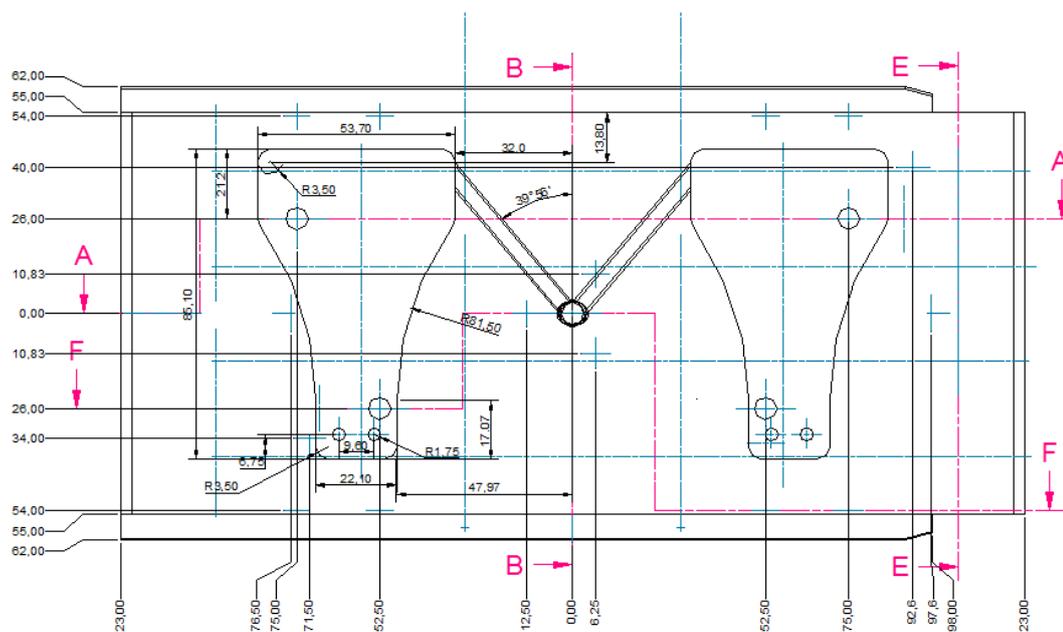


Figura 178: Desenho da gaveta de injeção dos corpos de prova de flexão alternada.  
Fonte: Autor, 2013.

O molde foi usinado em aço inoxidável 420, sendo todo o processo de fabricação feito no centro de usinagem do Centro Universitário da FEI. Na Figura 179, tem-se a foto do molde já pronto para ser utilizado.



Figura 179: Molde de injeção.  
Fonte: Autor, 2013.

Depois do molde pronto foram feitos testes de injeção na injetora Battenfeld HM 60/350 da FEI (Figura 180) para verificar o funcionamento do molde. Foi acertada a altura dos pinos extratores de modo que no final do ciclo de injeção os dois corpos de prova fossem extraídos para fora do molde automaticamente.



Figura 180: Injetora do Centro Universitário da FEI.  
Fonte: Autor, 2013.

Com o molde desenvolvido e o material deste estudo, o compósito de polipropileno com fibra de coco, conseguiu-se obter os corpos de prova sem defeitos de injeção, como pode ser visto na Figura 181.



Figura 181: Corpo de prova de flexão PP com fibra de coco.  
Fonte: Autor, 2013.

ANEXO C - Desenvolvimento de uma nova máquina de fadiga de flexão alternada.

Com os corpos de prova de flexão que foram produzidos no novo molde, foi testado o funcionamento da máquina de fadiga alternada modelo CSS-40 fabricada pela empresa Budd pertencente à FEI, a fim de verificar o comportamento do material no ensaio. Esta máquina com o corpo de prova fixado na posição correta de ensaio pode ser verificada na Figura 182.

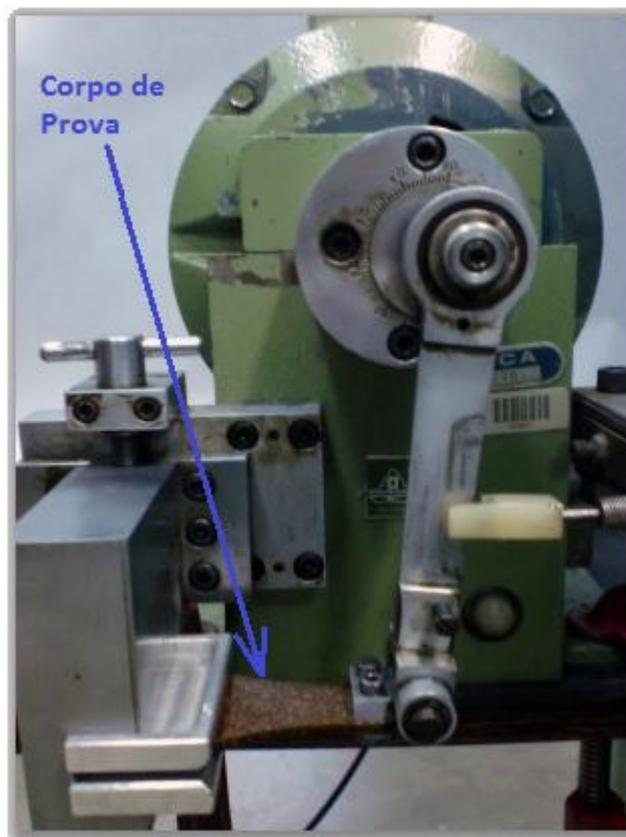


Figura 182: Corpo de prova fixado na máquina de fadiga alternada modelo CSS-40.  
Fonte: Autor, 2013.

Na Figura 183, pode se observar como são os deslocamentos impostos ao corpo de prova durante o ensaio, que são idênticos para cima e para baixo, isto é, com deslocamento médio igual à zero, assim tanto a face superior e a inferior do corpo de prova ficam sujeitas às mesmas tensões de tração e compressão.

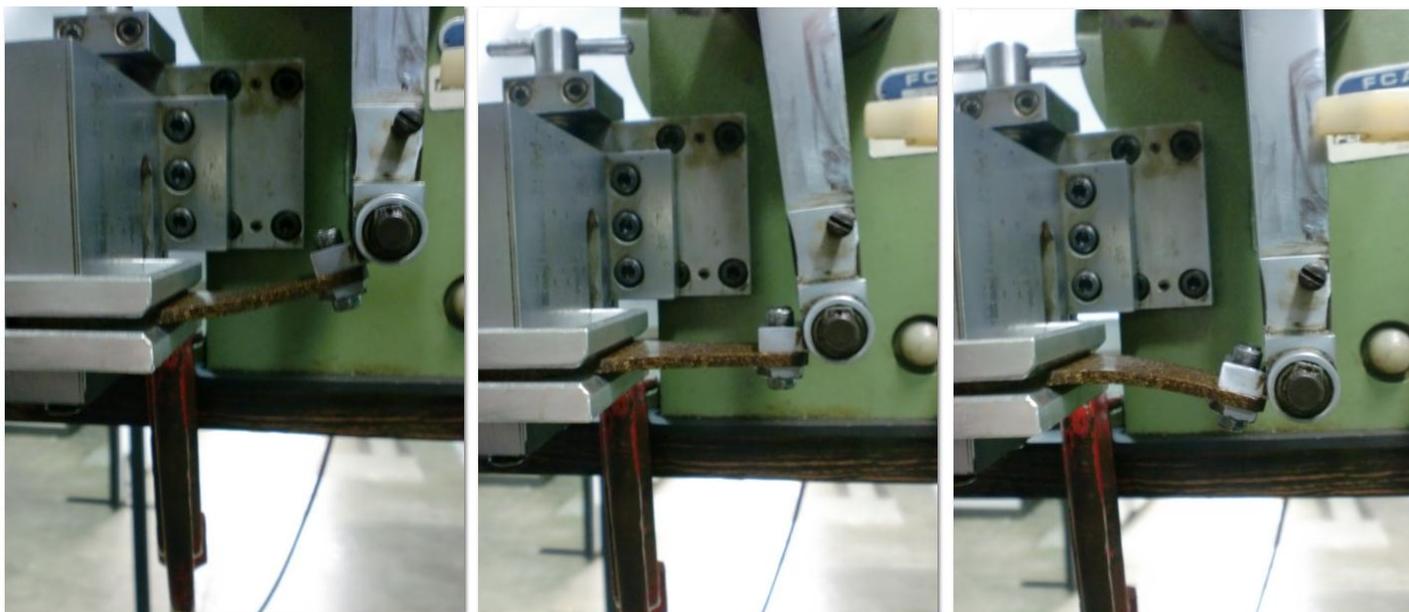


Figura 183: Deslocamentos impostos no corpo de prova.  
Fonte: Autor, 2013.

Os primeiros ensaios de fadiga por flexão alternada na máquina CSS-40 foram realizados com um deslocamento de +12,7mm e -12,7mm e frequência de 28,75 Hz (única possível neste modelo de equipamento), a fim de se verificar o local onde iria ocorrer a fratura e validar a simulação numérica, o corpo de prova sendo ensaiado pode ser visto na Figura 184; corpo de prova fraturado é apresentado na Figura 185.



Figura 184: Corpo de prova sendo ensaiado na máquina CSS-40.  
Fonte: Autor, 2013.

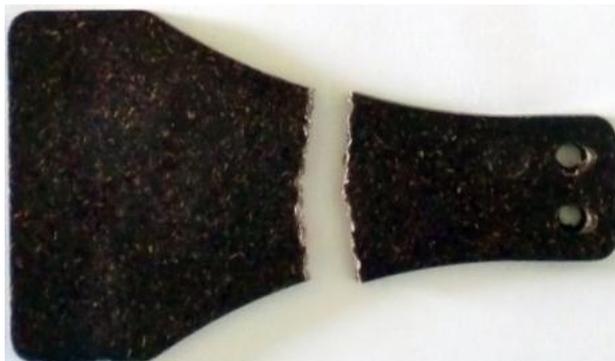


Figura 185: Corpo de prova após o ensaio de fadiga por flexão.  
Fonte: Autor, 2013.

Comparando o local da fratura do corpo de prova com o resultado das tensões obtidas por simulação em elementos finitos na Figura 186, viu-se que a simulação mostrou de maneira correta a região onde se tem as maiores tensões atuantes e que irão promover a falha, pois o corpo de prova falhou na mesma região.

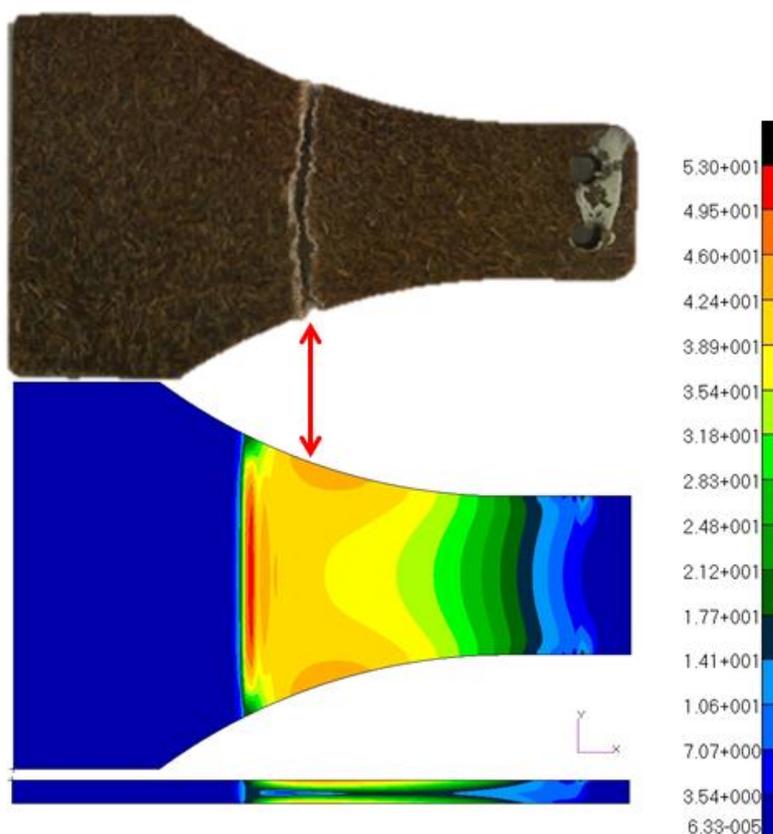


Figura 186: Comparação do local da fratura do corpo de prova ensaiado com o resultado da simulação numérica.  
Fonte: Autor, 2013.

A máquina de fadiga CSS-40 utiliza um motor monofásico de  $\frac{1}{2}$  hp e trabalha em uma frequência de ensaio única, (1725 rpm = 28,75 Hz), pois o motor elétrico que esta máquina utiliza não aceita a instalação de um inversor de frequência por ser monofásico.

Como esta pesquisa se propôs avaliar o comportamento do compósito de polipropileno com fibra de coco sobre diferentes frequências de solicitação, percebeu-se a necessidade da construção de uma nova máquina de ensaios de fadiga por flexão, que possibilitasse variar a frequência de ensaio. Assim baseado no princípio de funcionamento da máquina CSS-40 (biela-manivela), em parceria com o aluno de mestrado Alex Gonçalves, desenvolveu-se a nova máquina de ensaios de fadiga por flexão alternada. Uma ilustração da nova máquina de ensaios pode ser vista na Figura 187 e um desenho com as dimensões principais na Figura 188.

Detalhe do mecanismo biela-manivela em corte

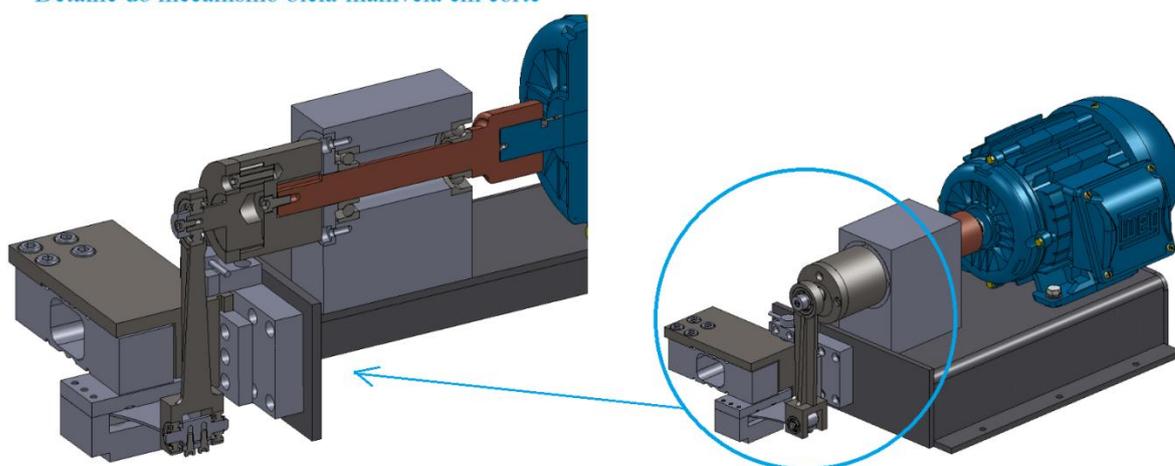


Figura 187: Ilustração da nova máquina de ensaios com detalhe do mecanismo de funcionamento biela-manivela. Fonte: Autor, 2013.

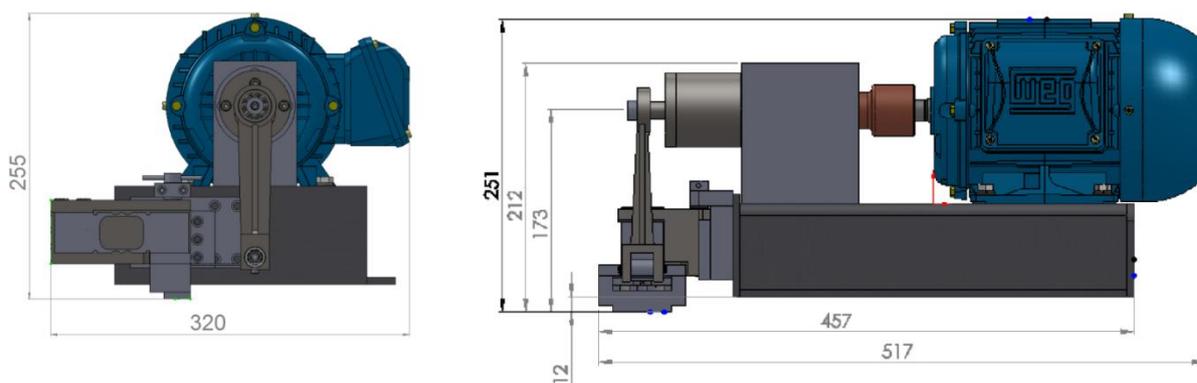


Figura 188: Desenho da nova máquina de ensaios. Fonte: Autor, 2013.

Para construir esta nova máquina foram adquirido aços SAE 1040 e SAE 4340, sendo também toda a usinagem feita no centro de usinagem da FEI e os tratamentos térmicos das peças que irão sofrer maiores solicitações mecânicas no laboratório de materiais da FEI. As peças de aço SAE 4340 que foram tratadas termicamente por têmpera em óleo a 840 °C por 30 minutos e revenimento a 200°C por 1 hora podem ser vistas na Figura 189. Outras peças que fazem parte do conjunto da máquina são apresentadas na Figura 190.

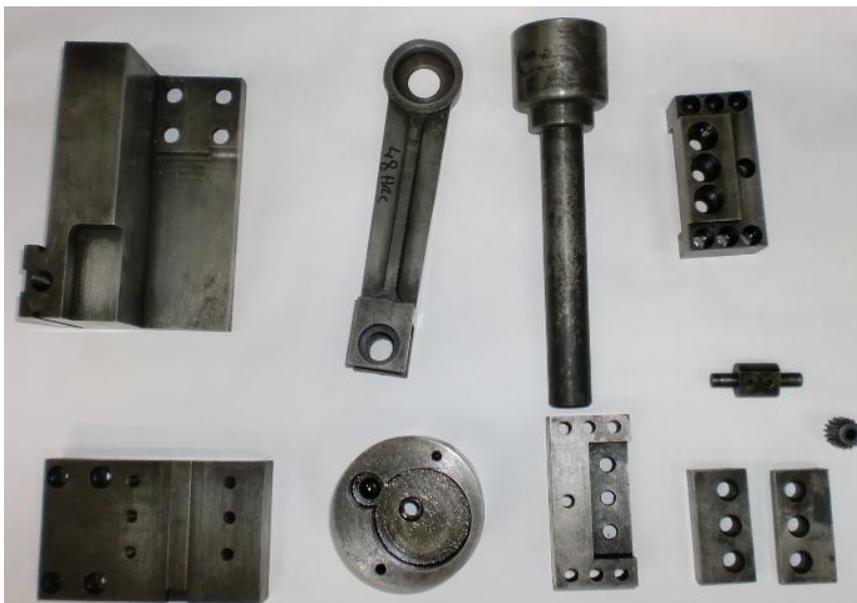


Figura 189: Peças que foram tratadas termicamente para a nova máquina de ensaios.  
Fonte: Autor, 2013.

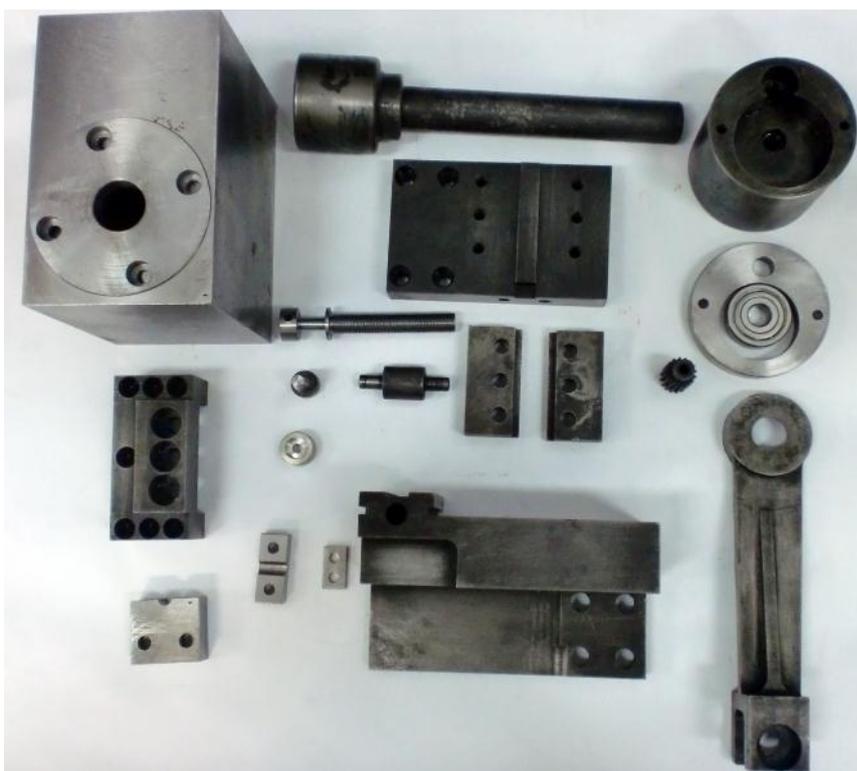


Figura 190: Outras peças do conjunto da nova máquina de ensaios.  
Fonte: Autor, 2013.

Esta máquina de ensaios é equipada com um motor elétrico de potência de 1,5cv (de maior potência do que a o da máquina CSS-40) (Figura 191) e que permite o acoplamento de um inversor de frequência (Figura 192). Com o uso do inversor de frequência os ensaios podem ser conduzidos em diferentes frequências (até 57,5 Hz), possibilitando a obtenção dos dados propostos neste trabalho.



Figura 191: Motor elétrico da nova máquina de ensaios.  
Fonte: Autor, 2013.



Figura 192: Inversor de frequência.  
Fonte: Autor, 2013.

Assim a máquina de flexão desenvolvida possibilita os ensaios nas frequências propostas (5, 10, 15, 20, 25,30 e 35 Hz). O suporte onde se fixa o corpo de prova nesta nova máquina permite a instalação de célula de carga, que servirá em trabalhos futuros para medir as forças de reação, possibilitando verificar a tensão atuante no corpo de prova.

Foi instalado um contador microprocessador NC400-6 (Figura 193) para a contagem da rotação do eixo da máquina. Este contador lê a cada volta do eixo, um sinal emitido por um sensor de proximidade NL12-1104-NDC (Figura 194), para saber o exato número de ciclos da falha. Ambos os equipamentos são da marca NOVUS produtos eletrônicos.

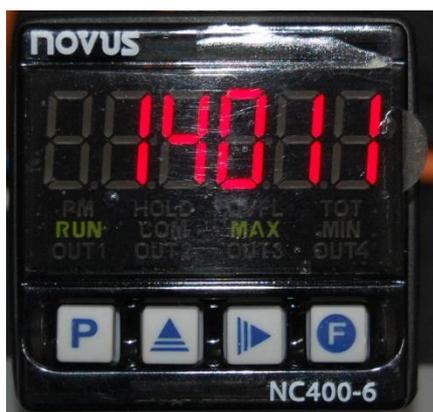


Figura 193: Contador Microprocessador NC400-6.  
Fonte: Autor, 2013.

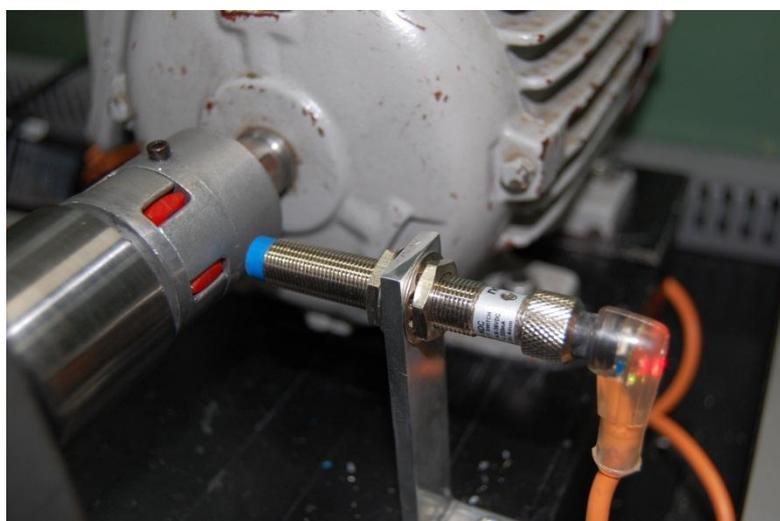


Figura 194: Sensor de proximidade NL12-1104-NDC.  
Fonte: Autor, 2013.

Por fim na Figura 195, pode-se ver a nova máquina de ensaios totalmente montada, pronta para uso e ao lado da máquina BUD inicialmente presente no laboratório, na Figura 196 a máquina com a grade de proteção em funcionamento realizando um ensaio de fadiga do material em estudo e na Figura 197 o corpo de prova sendo ensaiado por flexão alternada.



Figura 195: Nova máquina de ensaios totalmente montada (a direita) ao lado da máquina original do laboratório.  
Fonte: Autor, 2013.



Figura 196: Nova máquina durante um ensaio de fadiga.  
Fonte: Autor, 2013.



Figura 197: Detalhe do corpo de prova sendo ensaiado em flexão alternada.  
Fonte: Autor, 2013.

ANEXO D – Formato de aplicação do carregamento ao longo do tempo.

A aplicação dos deslocamentos ao corpo de prova é feito por um sistema biela-manivela, como descrito no anexo C. Na Figura 198 pode se ver uma simplificação deste mecanismo, onde é possível desenhar um triângulo de lados “r”, “L” e “x” que correspondem ao raio da manivela (descentralização), ao comprimento da biela e a variação da posição vertical respectivamente. Visualizando somente o triângulo (Figura 198), e nomeando dois ângulos de  $\Theta$  e  $\phi$  é possível por trigonometria retirar a igualdade:

$$r \cdot \text{sen}(\Theta) = L \cdot \text{sen}(\phi) \quad (12)$$

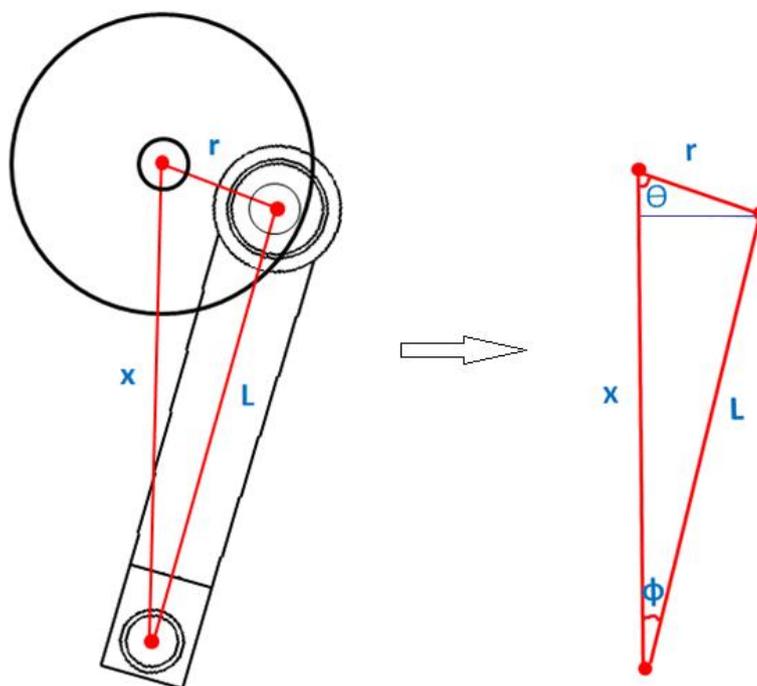


Figura 198: Esquema representativo do sistema biela-manivela e a visualização de um triângulo.  
Fonte: Autor, 2013.

Isolando a parcela do  $\text{sen}(\phi)$  e elevando ao quadrado ambos os lados, tem-se que:

$$\text{sen}(\phi) = \frac{r}{L} \cdot \text{sen}(\Theta) \rightarrow \text{sen}^2(\phi) = \left(\frac{r}{L} \cdot \text{sen}(\Theta)\right)^2 \quad (13)$$

Do teorema fundamental da trigonometria vem:

$$\text{sen}^2(\phi) + \text{cos}^2(\phi) = 1 \quad (14)$$

Então:

$$\text{cos}^2(\phi) = 1 - \left(\frac{r}{L} \cdot \text{sen}(\Theta)\right)^2 \quad (15)$$

$$\text{cos}(\phi) = \sqrt{1 - \left(\frac{r}{L} \cdot \text{sen}(\Theta)\right)^2} \quad (16)$$

Voltando ao triângulo da Figura 198 verifica-se que a distância “x” pode ser dada em função dos outros dois lados:

$$x = r \cdot \cos(\theta) + L \cdot \cos(\phi) \quad (17)$$

Substituindo o cos de  $\phi$ , consegue-se chegar à equação que descreve a variação da posição vertical da biela em função do ângulo de rotação da manivela.

$$x = r \cdot \cos(\theta) + \sqrt{1 - \left(\frac{r}{L} \cdot \sin(\theta)\right)^2} \quad (18)$$

Na Figura 199 verifica-se graficamente esta variação da posição vertical da biela, que significa a variação do deslocamento imposto ao corpo de prova durante os ensaios. Nesta figura foi considerado um raio da biela de 8 mm, isto é um deslocamento de 8 mm.

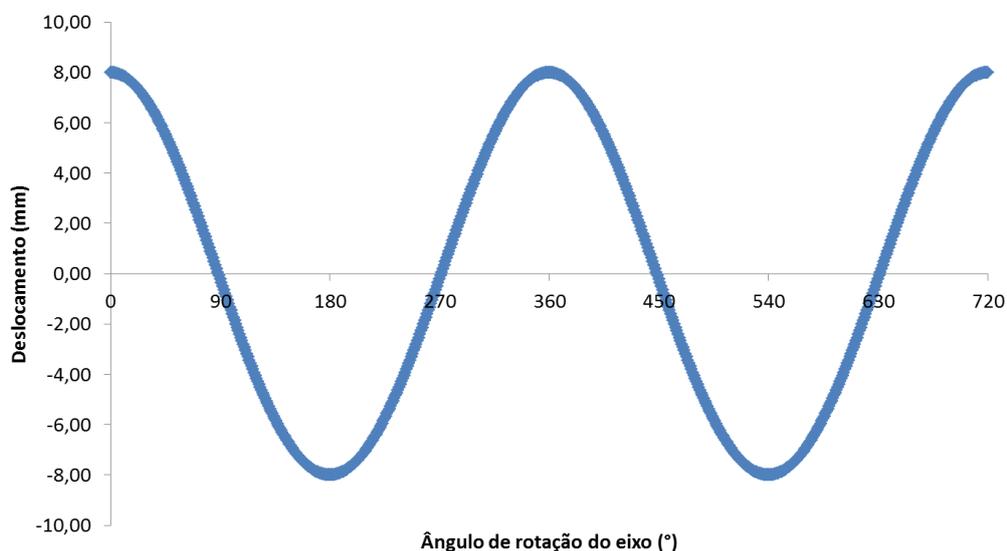


Figura 199: Variação do deslocamento do corpo de prova em função do ângulo de rotação do eixo do motor.  
Fonte: Autor, 2013.

Convertendo os valores dos ângulos de grau para radianos, e dividindo pela velocidade angular do eixo do motor, obtêm-se a variação do deslocamento em função do tempo, como pode ser visto na Figura 200, como exemplo em uma frequência de rotação de 10 Hz, isto é uma velocidade angular de 62,83 rad/s.

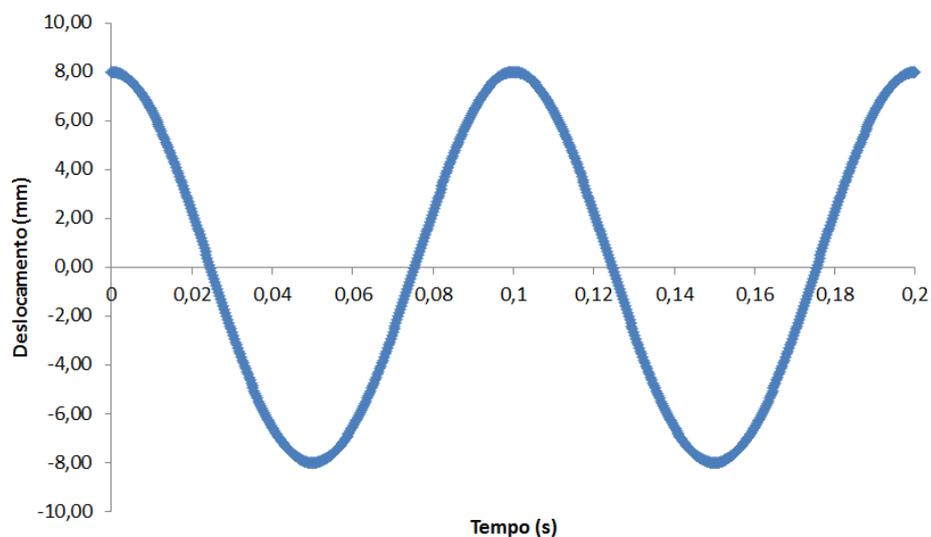


Figura 200: Variação do deslocamento do corpo de prova em função do tempo para uma frequência de rotação de 10Hz.

Fonte: Autor, 2013.

Com o resultado da simulação (Figura 61), de onde foi possível retirar uma equação que resulta no valor da deformação máxima no corpo de prova em função do deslocamento imposto ao corpo de prova, é possível verificar a variação da máxima deformação em função do ângulo do eixo do motor (Figura 201) e em função do tempo (Figura 202), neste caso também para uma rotação de 10 Hz e para uma deformação de 0,1538 (correspondente a um deslocamento de 8 mm).

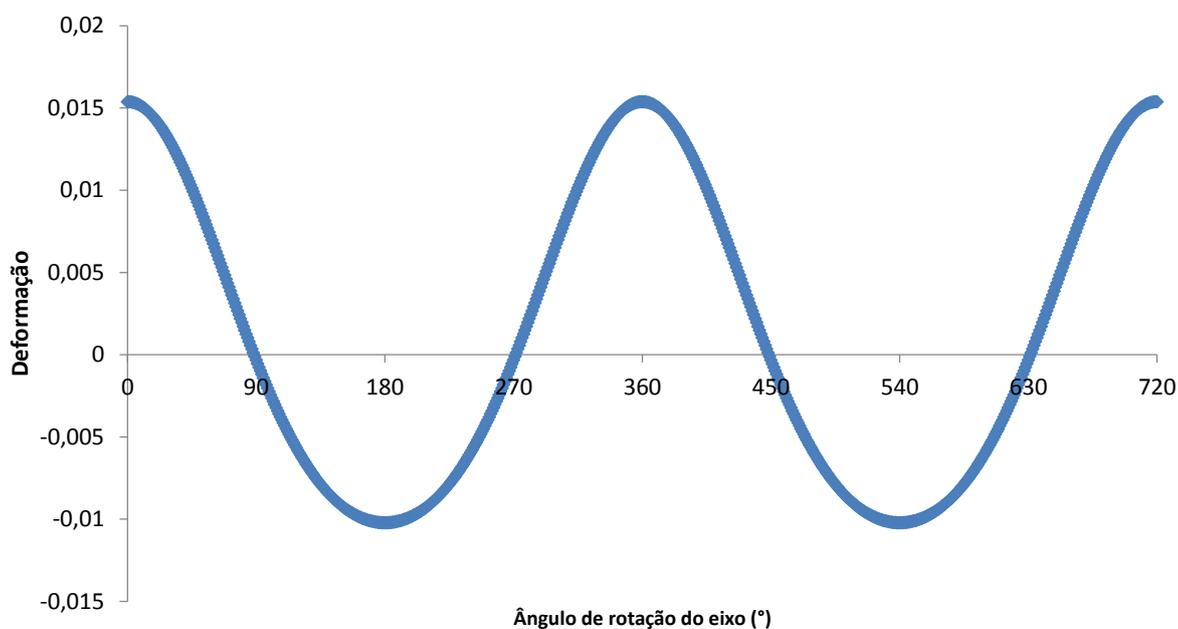


Figura 201: Variação da deformação máxima do corpo de prova em função da rotação do eixo do motor.

Fonte: Autor, 2013.

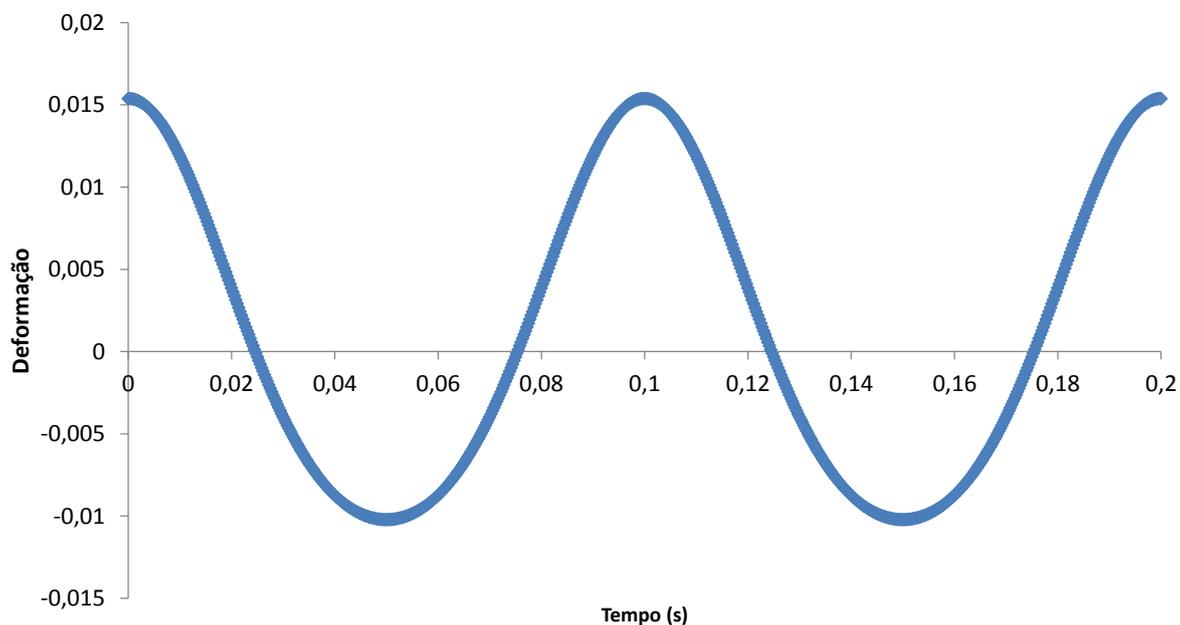


Figura 202: Variação da deformação máxima do corpo de prova em função do tempo, para uma frequência de ensaio de 10 Hz.  
Fonte: Autor, 2013.

Traçando junto à curva do ensaio uma função cossenoide, verifica-se que o formato da onda que é imposto ao corpo de prova durante os ensaios de fadiga por flexão alternada é 99,98% semelhante a uma onda cossenoidal, como mostrado na Figura 203.

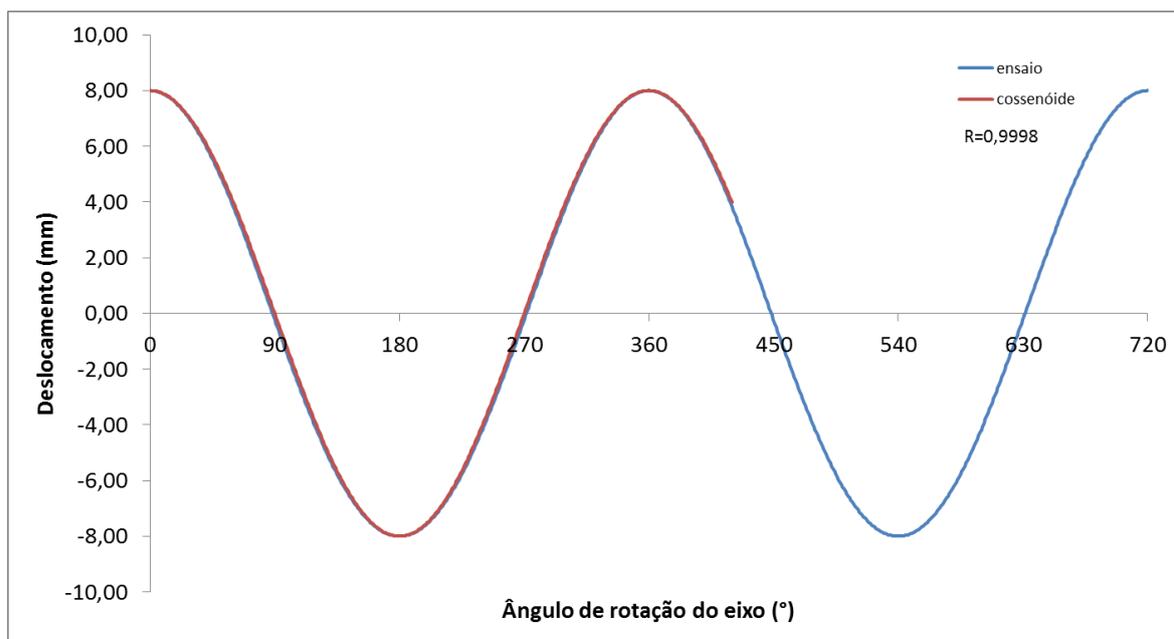


Figura 203: Comparação da curva impostas nos ensaios com uma senoidal.  
Fonte: Autor, 2013.

De posse dos dados da deformação em função do tempo, calculou-se a taxa de deformação média imposta aos corpos de prova entre o instante de amplitude de deformação nula até o momento em que ocorre a máxima. A taxa de deformação foi calculada dividindo a deformação máxima pelo tempo. Os resultados para as diferentes flechas e frequências de ensaio são mostrados na Tabela 14 e graficamente na Figura 204. Assim pode-se verificar que mesmo realizando ensaios em uma frequência fixa, a taxa de deformação estará variando, onde quanto maior a frequência de ensaio, maior a variação da taxa de deformação em função da flecha aplicada.

Tabela 14: Taxa de deformação média nos ensaios de fadiga.

**Taxa de deformação na deformação média (1/s)**

Flecha (mm)	Frequência do ensaio (Hz)						
	5	10	15	20	25	30	35
9,0	0,3599	0,7197	1,0796	1,4395	1,7994	2,1592	2,5191
8,0	0,3127	0,6253	0,9380	1,2507	1,5633	1,8760	2,1886
7,5	0,2902	0,5803	0,8705	1,1607	1,4509	1,7410	2,0312
7,0	0,2673	0,5345	0,8018	1,0691	1,3363	1,6036	1,8709
6,5	0,2457	0,4914	0,7371	0,9828	1,2285	1,4742	1,7199
6,0	0,2237	0,4474	0,6712	0,8949	1,1186	1,3423	1,5660

Fonte: Autor, 2013.

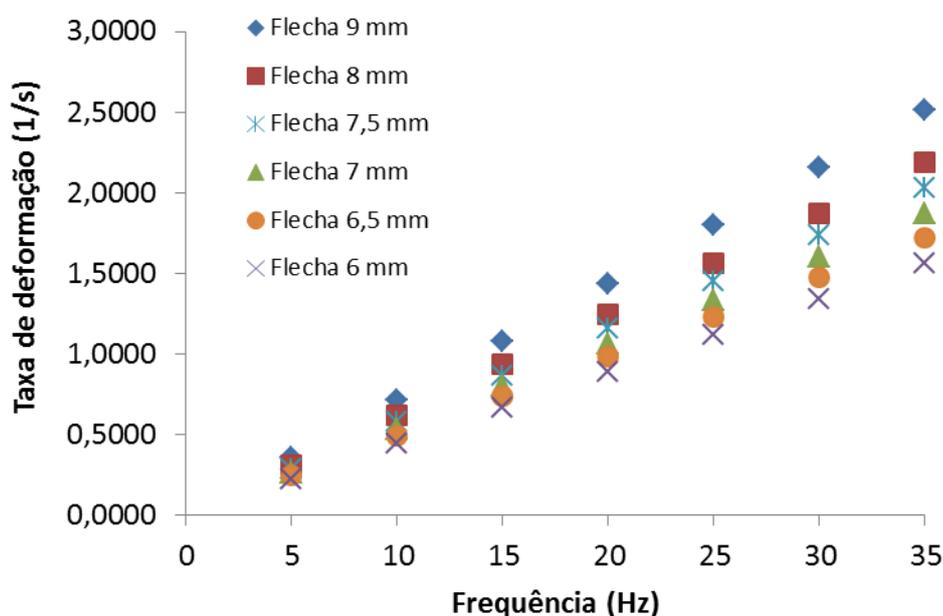


Figura 204: Curvas de taxa de deformação média dos ensaios de fadiga.

Fonte: Autor, 2013.

## ANEXO E - Determinação do coeficiente de Poisson

Para a alimentação das propriedades mecânicas do material para a realização das simulações numéricas, três ensaios de tração foram realizados para se determinar o coeficiente de Poisson, o qual relaciona a deformação transversal com a longitudinal, em relação a direção da sollicitação. Estes ensaios foram realizados na máquina Universal de Ensaio MTS, a uma temperatura de  $22 \pm 1$  °C e com a velocidade do travessão de 0,8 mm/min. Os ensaios foram realizados até uma tensão de engenharia de 30 MPa, pois o coeficiente de Poisson de interesse era para o regime elástico do material. Utilizou-se um extensômetro de comprimento inicial de 50 mm para a medição dos deslocamentos longitudinais. Para a medição dos deslocamentos transversais, fixou-se um extensômetro diametral na espessura do corpo de prova, como ilustrado na Figura 205.

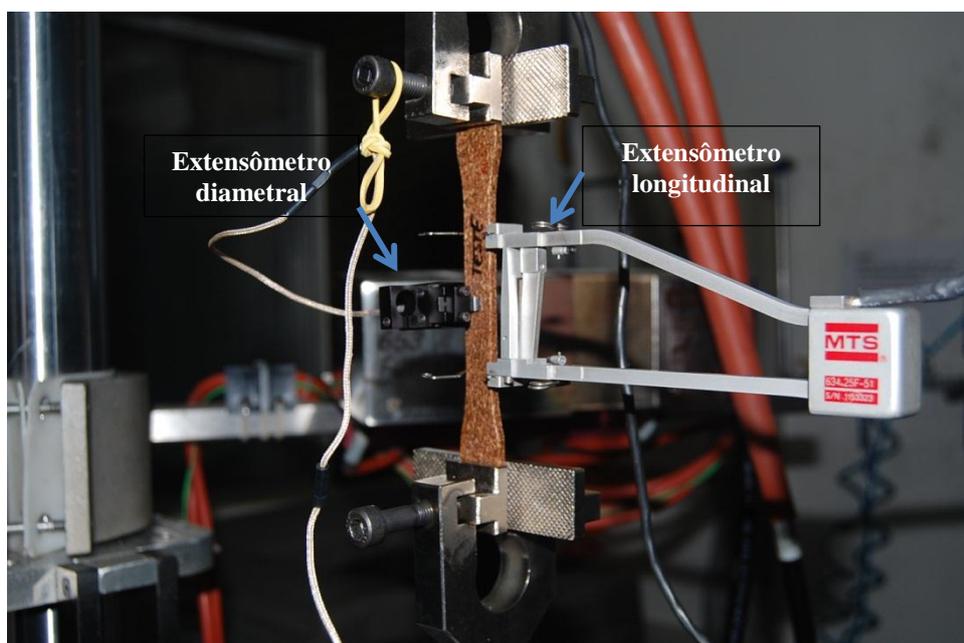


Figura 205: Os dois extensômetros utilizados para a determinação do coeficiente de Poisson.  
Fonte: Autor, 2013.

Realizados os ensaios para conhecer o coeficiente de Poisson, obteve-se da máquina de ensaios um arquivo contendo os resultados de carga e tensão aplicada, deslocamentos longitudinal e transversal. Com o auxílio de uma planilha eletrônica (Microsoft Excel) foi filtrado os valores de deformações de maneira a se eliminar a acomodação dos extensômetros e calculou-se para os 3 ensaios as duas deformações (transversal e longitudinal), determinando o coeficiente de Poisson até uma tensão de 10 MPa. Obteve-se um coeficiente de Poisson médio de 0,4199 com um desvio padrão de 0,011.

ANEXO F – Verificação da variação do módulo elástico e limite de escoamento em flexão em função da taxa de deformação do ensaio

Foram realizados alguns ensaios extras de flexão em três pontos na máquina universal de ensaios MTS, variando a velocidade do ensaio, a fim de se verificar se o limite de escoamento e o módulo elástico variavam em função da taxa de deformação aplicada durante o ensaio. Ensaíram-se dois corpos de prova para cada velocidade de ensaio. Com os dados dos ensaios obtidos do ensaio, foi aplicada a tratativa no software Microsoft Excel igualmente realizado para os ensaios de flexão monotônicos deste trabalho, determinou-se o módulo elástico, o limite de escoamento a 0,2 % e a taxa de deformação atuante. Na Figura 206 pode se observar as curvas tensão-deformação obtidas.

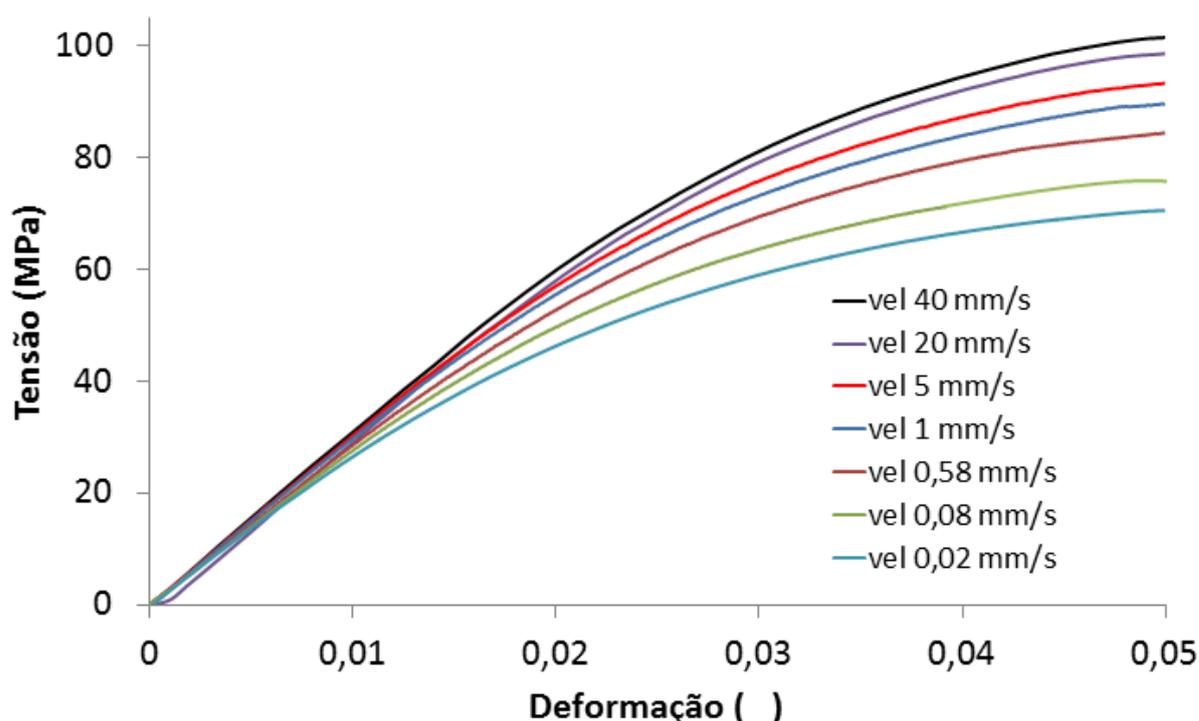


Figura 206: Curvas tensão-deformação dos ensaios de flexão realizados a diferentes velocidades.  
Fonte: Autor, 2013.

A

Tabela 15 mostra as taxas de deformação obtidas em função das velocidades durante os ensaios.

Tabela 15: Velocidades e taxas de deformação ensaiadas.

<b>Velocidade do ensaio</b>	<b>Taxa de deformação</b>
<b>mm/s</b>	<b>s<sup>-1</sup></b>
0,022	0,00017
0,087	0,00060
0,667	0,00450
1,000	0,00780
5,000	0,03880
20,000	0,15430
40	0,30640

Fonte: Autor, 2013.

Ao observar a Figura 207, verifica-se como o módulo elástico varia em função da taxa de deformação aplicada, o que já era esperado devido tanto o polipropileno quanto a fibra de coco apresentarem comportamento viscoelástico, variando de 2,94 GPa até 3,22 GPa. E Figura 208 observa-se como o limite de escoamento variou em função da taxa de deformação aplicada. Nota-se que o limite de escoamento, que para uma taxa de  $0,0017 \text{ s}^{-1}$  era 36,90 MPa, aumentou para 71,15 MPa ao se solicitar o material a uma taxa de  $0,3064 \text{ s}^{-1}$ .

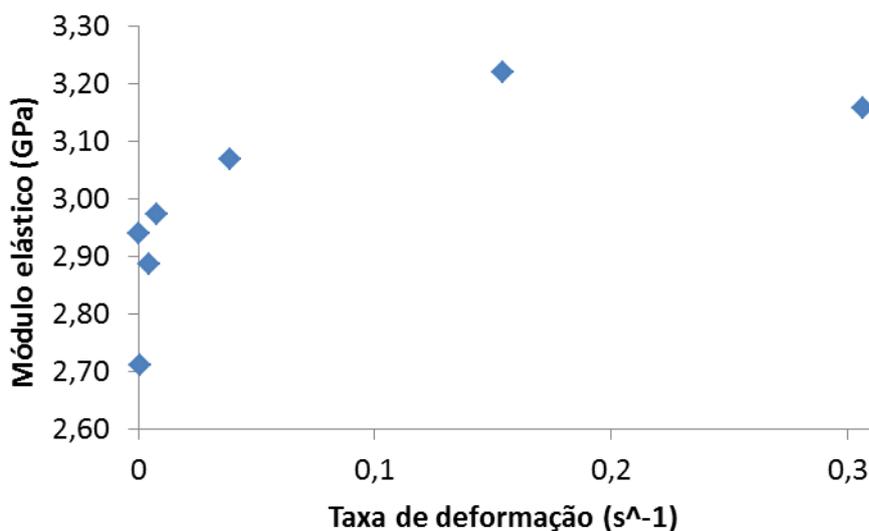


Figura 207: Variação do módulo elástico em função da taxa de a de deformação aplicada.  
Fonte: Autor, 2013.

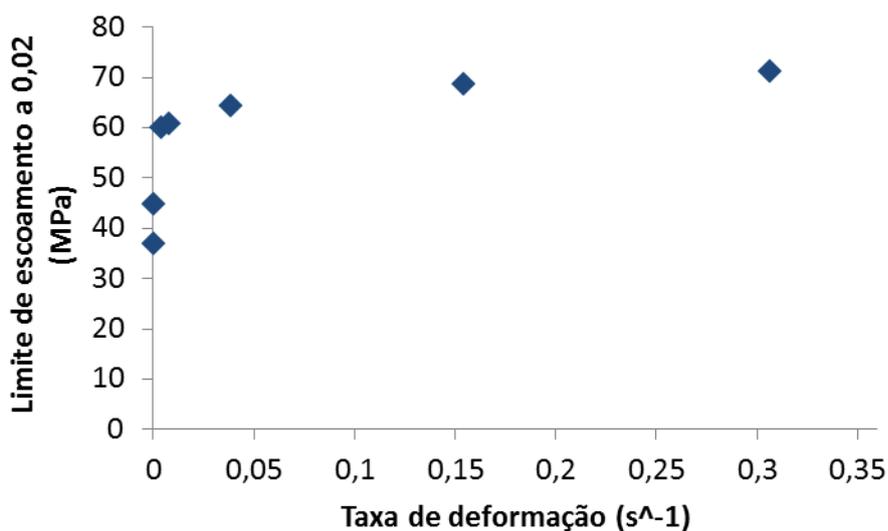


Figura 208: Variação do limite de escoamento em função da taxa de deformação aplicada.  
Fonte: Autor, 2013.

Aproximando a curva da variação do limite de escoamento em função da taxa de deformação por uma curva logarítmica, pode-se extrapolar a curva para uma taxa de

deformação de  $0,3599 \text{ s}^{-1}$  (igual à mínima atuante durante os ensaios cíclicos), obtendo a limite de escoamento de  $74,06 \text{ MPa}$ , como mostrado na Figura 209.

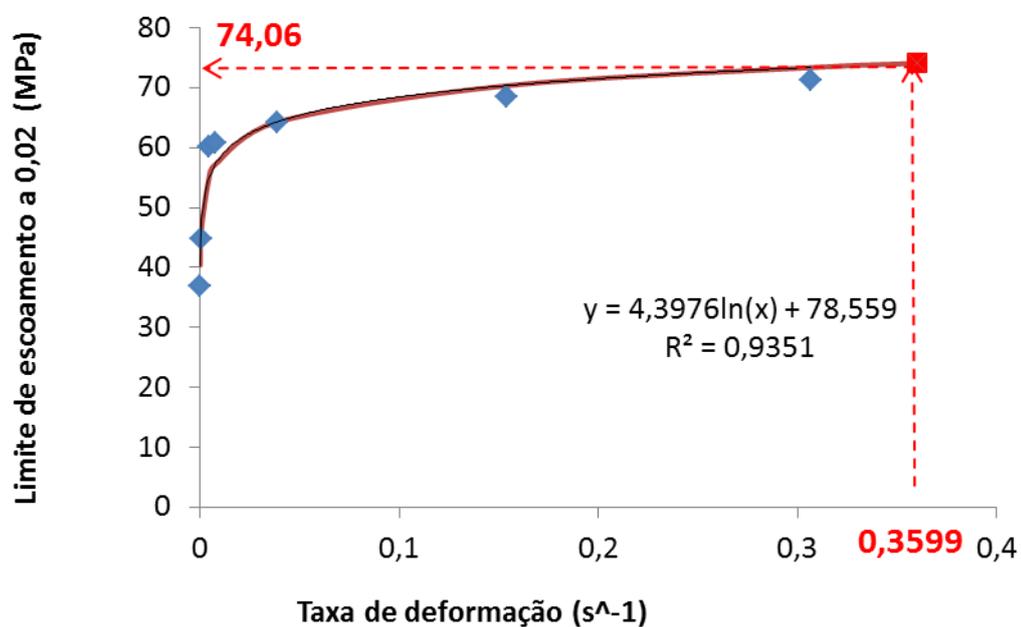


Figura 209: Determinação do limite de escoamento para a taxa de deformação de  $0,3599 \text{ s}^{-1}$ .  
Fonte: Autor, 2013.