Universidade Federal
do Rio de Janeiro
Escola Politécnica

AVALIAÇÃO DO EFEITO DA TENSÃO MÉDIA EM FADIGA POR CISALHAMENTO INTERLAMINAR EM LAMINADOS FIBRA METAL (GLARE) ATRAVÉS DA METODOLOGIA SHORT BEAM SHEAR

Douglas Gama Caetano

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia de Materiais da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheiro.

Orientador: Hector Guillermo Kotik.

Rio de Janeiro

Setembro de 2019

AVALIAÇÃO DO EFEITO DA TENSÃO MÉDIA EM FADIGA POR CISALHAMENTO INTERLAMINAR EM LAMINADOS FIBRA METAL (GLARE) ATRAVÉS DA METODOLOGIA SHORT BEAM SHEAR

Douglas Gama Caetano

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO PARA A OBTENÇÃO DE GRAU DE ENGENHEIRO DE MATERIAIS.

Examinada por:

Prof. Hector Guillermo Kotik, Dr.-Ing.
PEMM/COPPE/UFRJ

Prof. Cesar Giron Camerini, D.Sc.
DMM/Poli/UFRJ

Alexandre Teixeira de Pinho Alho, D.Sc.
PENO/Poli/UFRJ

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

Setembro de 2019

Caetano, Douglas Gama

Avaliação do Efeito da Tensão Média em Fadiga por Cisalhamento Interlaminar em Laminados Fibra Metal (GLARE) Através da Metodologia Short Beam Shear/ Douglas Gama Caetano, – Rio de Janeiro: UFRJ/ESCOLA POLITÉCNICA, 2019.

XIII, 74 p.: il.; 29.7cm

Orientador: Hector Guillermo Kotik

Projeto de Graduação – UFRJ/ POLI/ Engenharia de Materiais, 2019.

Referências Bibliográficas: p. 55-58.

1. Fadiga. 2. Materiais compósitos. 3. Laminados fibra-metal. I. Kotik, Hector Guillermo. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, UFRJ, Engenharia de Materiais. III. Avaliação do Efeito da Tensão Média em Fadiga por Cisalhamento Interlaminar em Laminados Fibra Metal (GLARE) Através da Metodologia Short Beam Shear.

Dedico este trabalho em memória de meu avô Ary Gama Filho. Sei que de alguma forma estará presente para ver a conclusão dessa caminhada.

Agradecimentos

Primeiramente a Deus pelas portas abertas e fechadas que me possibilitaram chegar até aqui.

A toda a minha família por todo apoio e carinho, pelas risadas e pelos memes que sempre proporcionam um momento de descontração. Em especial aos meus pais Vitor e Kátia pelos momentos de colo e de socorro.

A minha namorada Anna Júlia B. Bessa por ser meu porto seguro e por todos os momentos felizes ao seu lado.

Ao professor e amigo, Hector Guillermo Kotik, pela paciência e dedicação, sempre disposto a ensinar e ajudar na resolução de eventuais problemas.

A todos os meus amigos e companheiros de jornada pelos momentos de descontração no LIG.

Aos laboratórios de Mecânica da fratura e de Materiais Compósitos por todo o aprendizado.

Ao professor Juan Perez Ipiña e ao *Grupo Mecánica de Fractura* pela contribuição nos testes.

A todos os professores e funcionários Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais por terem contribuído para minha formação.

A todos vocês, meu muito obrigado!

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à Escola Politécnica/ UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção de grau de Engenheiro de Materiais.

AVALIAÇÃO DO EFEITO DA TENSÃO MÉDIA EM FADIGA POR CISALHAMENTO INTERLAMINAR EM LAMINADOS FIBRA METAL (GLARE) ATRAVÉS DA METODOLOGIA SHORT BEAM SHEAR

Douglas Gama Caetano

Setembro/2019

Orientador: Hector Guillermo Kotik

Curso: Engenharia de Materiais

Este trabalho apresenta um estudo sobre fadiga de materiais compósitos laminados, tendo como objetivo avaliar o efeito da tensão média na vida em fadiga por cisalhamento interlaminar por modo II de um laminado fibra metal (GLARE 1 3/2), bem como a avaliação de diferentes metodologias utilizadas para o tratamento de dados e obtenção de curvas *S-N*. Foram realizados testes quase-estáticos e de fadiga nas orientações longitudinal e transversal do compósito, sob diferentes condições de carregamento (R=0,1, R=0,3 e R=0,5) utilizando a metodologia *Short-Beam Shear* (SBS). Os resultados dos testes de fadiga foram comparados através do ajuste de funções potenciais e o efeito da tensão média foi discutido em cada orientação. A aplicação de metodologias para obtenção de curvas *S-N* estatísticas com nível de confiança de 95%, como a ASTM E739 e as propostas por Whitney e Sendeckyj foi avaliada. Adicionalmente, foram realizadas fractografias, utilizando microscopia eletrônica de varredura, com o objetivo de avaliar a morfologia presente nas falhas por delaminação. Os resultados mostram que a condição mais crítica de carregamento foi com R=0,1. A metodologia ASTM mostrou um ajuste pouco conservador dos dados, enquanto as metodologias de Whitney e Sendeckyj foram mais conservadoras, sobretudo para os conjuntos de dado da orientação transversal. As fractografias revelaram estruturas características de falha por modo II, indicando que a metodologia SBS é representativa para avaliação de fadiga interlaminar em modo II.

Palavras-chave: Fadiga, tensão média, laminados fibra-metal, *Short-Beam Shear*.

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfillment of requirements for the degree of Engineer.

EVALUATION OF THE MEAN STRESS EFFECT ON INTERLAMINAR SHEAR FATIGUE IN FIBER METAL LAMINATES (GLARE) BY THE SHORT BEAM SHEAR METHOD

Douglas Gama Caetano

September/2019

Advisor: Hector Guillermo Kotik

Course: Materials Engineering

This work presents a study on fatigue laminated composite materials, aiming to evaluate the effect of the mean stress on the mode II interlaminar shear fatigue life of a fiber-metal laminate (Glare 1 3/2), as well as the evaluation of different methodologies used for data processing and obtaining S-N curves. Quasi-static and fatigue tests were performed in the longitudinal and transversal orientations of the composite under different loading conditions (R=0.1, R=0.3 and R=0.5) using the Short-Beam Shear method (SBS). Results of fatigue tests were compared by adjusting potential functions to the fatigue data and the effect of mean stress for each orientation was discussed. The application of methodologies for obtaining statistical S-N curves with a 95% confidence level, such as ASTM E739 and the ones proposed by Whitney and Sendeckyj was evaluated. Additionally, fractographs were performed using scanning electron microscopy to evaluate the morphology present in delamination failures. The results show that the most critical loading condition was with R=0.1. The ASTM methodology showed a less conservative fit of the data, while Whitney and Sendeckyj methodologies were more conservative, especially for the transversal data sets. The fractographs revealed characteristic mode II failure features, indicating that the SBS methodology may be adequate for mode II interlaminar fatigue evaluation.

Keywords: Fatigue, mean stress, fiber-metal laminates, Short-Beam Shear.

Sumário

Agradecimentos v

Lista de figuras x

Lista de tabelas xiii

1. Introdução 1

2. Revisão bibliográfica 5

   2.1. GLARE 5

   2.2. Metodologia *Short-Beam Shear* 6

   2.3. Modos de falha 8

   2.4. Fadiga 12

      2.4.1. Conceitos básicos 12

      2.4.2. Efeito da tensão média 14

      2.4.3. Dispersão dos resultados 15

   2.5. Modelos de ajuste de curvas S-N 16

      2.5.1. *ASTM Standard Practice* 16

      2.5.2. *Whitney's pooling scheme* 18

      2.5.3. *Sendeckyj's wear-out model* 21

3. Materiais e métodos 23

   3.1. Materiais 23

   3.2. Ensaios SBS 24

      3.2.1. Ensaios quase-estáticos 24

      3.2.2. Ensaios de fadiga 25

   3.3. Análise de dados 26

   3.4. Fractografias 27

4. Resultados 28

   4.1. Ensaios quase-estáticos 28

4.2. Ensaios de fadiga 28

4.3. Ajuste das curvas S-N 31

4.4. Fractografias 36

5. Discussão 48

5.1. Avaliação das metodologias 48

5.2. Comparação dos modelos 50

5.3. Efeito da tensão média 51

5.4. Fractografias 51

6. Conclusão 53

7. Trabalhos futuros 54

8. Referências Bibliográficas 55

ANEXO I - Rotina MATLAB – método de Whitney 59

ANEXO II - Rotina MATLAB – método de Sendeckyj 67

Lista de figuras

Figura 1: *Crack bridging* e delaminação das camadas [5]. 2

Figura 2: Diagrama de Goodman. Adaptado de [13]. 3

Figura 3: Representação esquemática de um diagrama CLD. Adaptado de [3]......... 3

Figura 4: Relação entre diagramas CLD e curvas S-N. Adaptado de [15]................. 4

Figura 5: Configuração típica de laminados GLARE. Adaptado de [19]. 6

Figura 6: Representação esquemática do teste *Short-Beam Shear*. Adaptado de [20]. 7

Figura 7: Distribuições de tensão atuantes em uma viga sujeita a flexão em 3 pontos. Adaptado de [23]. 8

Figura 8: Modos de falha em materiais compósitos laminados. Adaptado de [27].... 9

Figura 9: Modos fundamentais de aplicação de carga em uma trinca. Adaptado de [22]. 9

Figura 10: *Cusps* em uma resina epóxi. Adaptado de [29]...................................... 10

Figura 11: Superfície de falha por modo II em um sistema IMS/3501 (x2000). Adaptado de [29]. 11

Figura 12: *Roller* em detalhe em uma superfície de falha por modo II em um sistema HTA/6376 (×17000). Adaptado de [29]... 11

Figura 13: Mecanismo de formação de *cusps*. Adaptado de [29] 12

Figura 14: Representação dos regimes em fadiga de (a) amplitude variável e (b) amplitude constante. Adaptado de [3]. 13

Figura 15: Conceitos básicos de fadiga. Adaptado de [3]. 13

Figura 16: Mapa esquemático dos mecanismos de dano para um laminado de matriz polimérica reforçado com fibra de carbono T800/5245 $[(\pm 45 / 0_2)_2]_s$. Adaptado de [12]. 14

Figura 17: Comparação de curvas S-N para diferentes *R* de um laminado de fibra de vidro-poliéster $[0/(\pm 45)_2/0]_T$ [3]. 15

Figura 18: Influência do tratamento estatístico na derivação de curvas S-N. Adaptado de [28].. 16

Figura 19: Efeito dos parâmetros C (a) e S (b) na curva S-N do modelo de Sendeckyj. Adaptado de [18]. 22

Figura 20: Direção e nomenclatura dos corpos de prova. Adaptado de [35]. 23

Figura 21: Dispositivo para ensaios SBS. 24
Figura 22: Equipamentos utilizados para os ensaios SBS: (a) EMIC DL 2000; (b) Instron Electroplus E3000; (c) Máquina de fadiga por carga constante desenvolvida pelo *GMF*. 25
Figura 23: Esquema de preparação das amostras para fractografia......................... 27
Figura 24: Efeito da tensão média em corpos de prova longitudinais..................... 32
Figura 25: Efeito da tensão média em corpos de prova transversais....................... 33
Figura 26: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios longitudinais com R=0,1. 33
Figura 27: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios longitudinais com R=0,3. 34
Figura 28: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios longitudinais com R=0,5. 34
Figura 29: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios transversais com R=0,1. 35
Figura 30: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios transversais com R=0,3. 35
Figura 31: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios transversais com R=0,5. 36
Figura 32: Comparativo entre mecanismos de falha presentes nos corpos de prova longitudinais e transversais para os diferentes *R*. 37
Figura 33: Detalhe do comparativo entre modos de falha de corpos de prova com *R*=0,1: (a) corpo de prova longitudinal (τ_a = 25,2 MPa) e (b) corpo de prova transversal (τ_a = 24,1 MPa). 39
Figura 34: Superfície de falha da camada 1 de um corpo de prova transversal com *R*=0,5 (τ_a = 15 MPa). 41
Figura 35: Superfície de falha da camada 3 de um corpo de prova transversal com *R*=0,3 (τ_a = 18 MPa). As setas indicam uma mudança no plano da trinca. 42
Figura 36 Superfície de falha da camada 3 de um corpo de prova longitudinal com R=0,1 (τ_a = 23,4 MPa). As setas indicam a presença de *cusps* (C) e *rollers* (D). 43
Figura 37: Superfície de falha da camada 1 de um corpo de prova longitudinal com *R*=0,3 (τ_a = 18 MPa). As setas indicam a presença de vazios (A e B) e a presença de *cusps* (C) e *rollers* (D). 44

Figura 38 Superfície de falha da camada 3 de um corpo de prova longitudinal com *R*=0,3 (τ_a = 18 MPa). As setas indicam a presença de vazios (A e B) e a presença de *cusps* (C) e *rollers* (D). 45

Figura 39: Superfície de falha da camada 1 de um corpo de prova longitudinal com *R*=0,5 (τ_a = 15 MPa). As setas indicam a presença de vazios (A e B) e a presença de *cusps* (C) e *cusps* deteriorados (D). 46

Figura 40: Superfície de falha da camada 3 de um corpo de prova longitudinal com *R*=0,5 (τ_a = 15 MPa). As setas indicam a presença de *cusps* em (C) e *rollers* em (D).. 47

Figura 41: Influência de *outliers* no ajuste da curva S-N pelo método de Sendeckyj. Série de dados de Lee *et al*.[41] 48

Figura 42: Influência de dados estáticos na determinação do parâmetro C. Superfície de ajuste gerada a partir do conjunto de dados do teste longitudinal com *R*=0,3: (a) com dados estáticos e (b) sem dados estáticos. 49

Lista de tabelas

Tabela 1: Classes padrão de GLARE. Adaptado de [5]. 6

Tabela 2: Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga... 26

Tabela 3: Resultados dos testes quase-estáticos. 28

Tabela 4: Resultados dos testes de fadiga de corpos de prova com *R*=0,1. 29

Tabela 5: Resultados dos testes de fadiga de corpos de prova com *R*=0,3. 30

Tabela 6: Resultados dos testes de fadiga de corpos de prova com *R*=0,5. 31

Tabela 7: Resultados dos testes de resistência residual (τ_r). 31

Tabela 8: Parâmetros de ajuste das curvas S-N. 32

Tabela 9: *Imput* da função “whitneypool”... 59

Tabela 10: *Imput* da função “sendeckyj.m”... 67

1. Introdução

Materiais compósito são materiais que, por definição, combinam dois tipos de materiais com propriedades distintas de modo que o resultado apresente propriedades superiores as dos materiais que os constituem. Essa filosofia vem sendo aplicada em indústrias como a aeronáutica, aeroespacial, petroquímica, naval, automobilística, construção civil, artigos esportivos, etc., visando obter, em geral, melhorias no desempenho e redução do peso das estruturas [1].

Uma classe de materiais compósitos são os materiais compósitos laminados, que são formados a partir do empilhamento de camadas de material que podem ter diferentes orientações e, por esse motivo, comumente são altamente anisotrópicos e heterogêneos [2]. Essas características distam de muitos materiais convencionais usados na engenharia, como por exemplo o aço, e por tal motivo apresentam comportamento mecânico diferenciado. Os mecanismos de falha desse tipo de material geralmente não estão associados a uma trinca dominante e sua propagação, a falha ocorre devido a diferentes fenômenos, como delaminações, falha na matriz, falha do reforço, etc., que podem acontecer simultaneamente e acumular danos no material, sendo a fadiga a principal causa de falhas em estruturas feitas com esses materiais [3, 4].

Laminados fibra-metal (LFM), como ARALL e GLARE, são materiais compósitos que consistem em chapas metálicas finas coladas com camadas de material compósito laminado, numa espécie de sanduíche. Desenvolvidos primeiramente pela Universidade Técnica de Delft na Holanda, esses materiais surgiram após a segunda guerra, a partir da oportunidade de desenvolvimento e aplicação de novos materiais na indústria aeronáutica. Durante seu desenvolvimento, foi observado que essa classe de materiais apresentava excelente resistência a fadiga, com taxas de crescimento de trinca muito menores que do alumínio puro [5].

Nos LMF, o mecanismo de falha por fadiga é complexo, ocorrendo diversos mecanismos de dano no material (Figura 1). Quando há ocorrência de trincas em uma das chapas metálicas, ocorre transferência de carga da camada de metal para as fibras, através da matriz do material compósito. Esse processo reduz a tensão atuante na trinca, o que diminui o fator de intensidade de tensões na ponta da trinca, diminuindo a força motriz para seu crescimento. Esse mecanismo é conhecido como *crack bridging*. As cargas são transferidas entre o metal e o laminado compósitos por tensões de cisalhamento interlaminar. As tensões de cisalhamento geram dano na interface entre a chapa metálica e a camada de compósito acarretando a separação dos dois materiais. Esse processo é chamado de delaminação. A ocorrência simultânea desses dois processos é o que confere aos LFM sua excelente resistência a fadiga, porém deve existir um balanço para que a resistência ótima seja alcançada. Caso não haja delaminação, com a abertura da trinca, muita carga é transferida para as fibras e ocorre a falha das mesmas. Por outro lado, se a delaminação for muito grande, não há transferência de carga suficiente para as fibras e ocorre o crescimento da trinca [5]. As delaminações tem um papel importante no comportamento em fadiga de LMF e o estudo de seu mecanismo de formação, bem como seu comportamento sob diferentes regimes de carregamento é relevante.

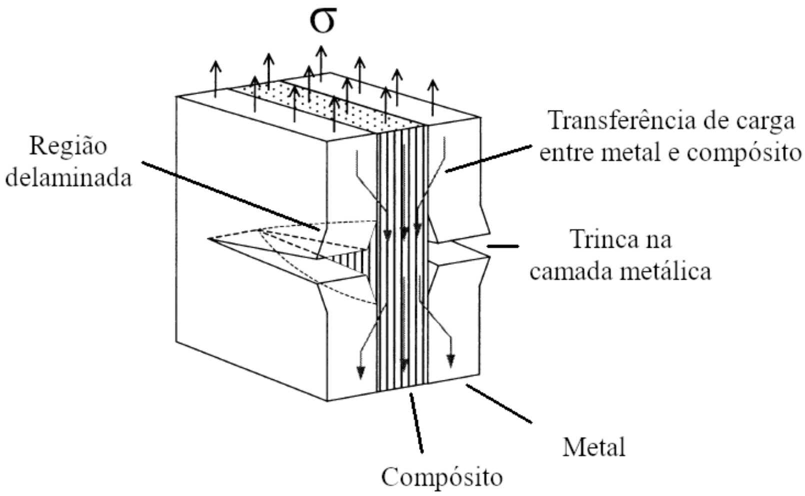

Figura 1: *Crack bridging* e delaminação das camadas [5].

Existem diferentes metodologias consolidadas e normalizadas que permitem obter valores de resistência ao cisalhamento interlaminar, como os testes *Iosipescu* (ASTM D5379), *Short-Beam Shear* (ASTM D2344) e *Double Notch Compression* (ASTM D3864) [6], porém essas metodologias se aplicam a cargas quase-estáticas. Diferentes autores propõem o uso dessas metodologias modificadas para avaliação das propriedades em fadiga [7–9]. Dentre elas, a metodologia *Short-Beam Shear* (SBS) se destaca, tendo como vantagens permitir o uso de corpos de prova relativamente pequenos, um dispositivo de teste simples, essa metodologia não apresenta problemas relacionados a aderência entre o corpo de prova e o dispositivo [10], além de existir uma proposta de norma da *ASTM* para normalização dessa metodologia para ensaios dinâmicos [11].

A avaliação da vida em fadiga de materiais compósitos apresenta diversos desafios, principalmente relacionados a grande dispersão dos resultados experimentais. Isso se dá principalmente devido à natureza dos compósitos e dos processos de fabricação que frequentemente causam grande número de defeitos no material [3]. Um dos desafios é o fato de que materiais compósitos são sensíveis ao tipo de carregamento aplicado e variações na tensão média podem levar a mudanças nos mecanismos de dano dominantes no material [12], o que pode afetar sua vida em fadiga. Nos metais, o efeito da tensão média pode ser observado através dos diagramas de Goodman (Figura 2). Para os materiais compósitos, esse modelo não é adequado e como alternativa foram desenvolvidos os diagramas de vida constante ou CLD (*constant life-time diagrams*) (Figura 3) [3].

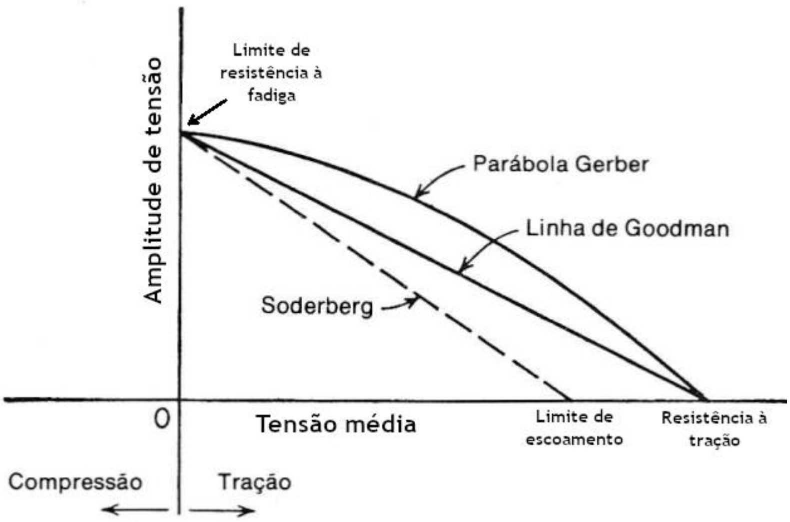

Figura 2: Diagrama de Goodman. Adaptado de [13].

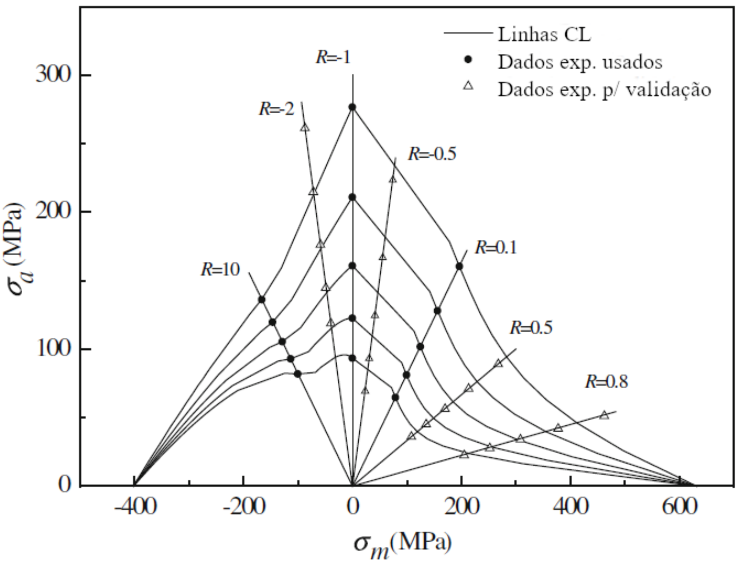

Figura 3: Representação esquemática de um diagrama CLD. Adaptado de [3].

Diagramas CLD são ferramentas muito utilizadas para o projeto de estruturas em material compósito. A formulação de digramas CLD é feita a partir de dois tipos de metodologias: aquelas baseadas no desenvolvimento de dano no material durante a vida em fadiga, como resistência residual ou perda de rigidez; e aquelas baseadas em modelagens fenomenológicas, utilizando formulações teóricas para estimar a vida em fadiga do material [14]. Para construção desses diagramas, os dados de curvas S-N de diferentes razões de tensão (*R*) são plotados em plano amplitude de tensão – tensão média (σ_a – σ_m) na forma de retas que partem da origem, conforme mostrado na Figura 4. Os pontos que representam a mesma vida em fadiga são conectados, de maneira linear ou não linear dependendo da formulação do diagrama CLD utilizada, formando as linhas de vida constante (Figura 3). A partir desses diagramas é possível obter curvas S-N sob diferentes *R* mesmo que não haja dados experimentais nessas condições [3].

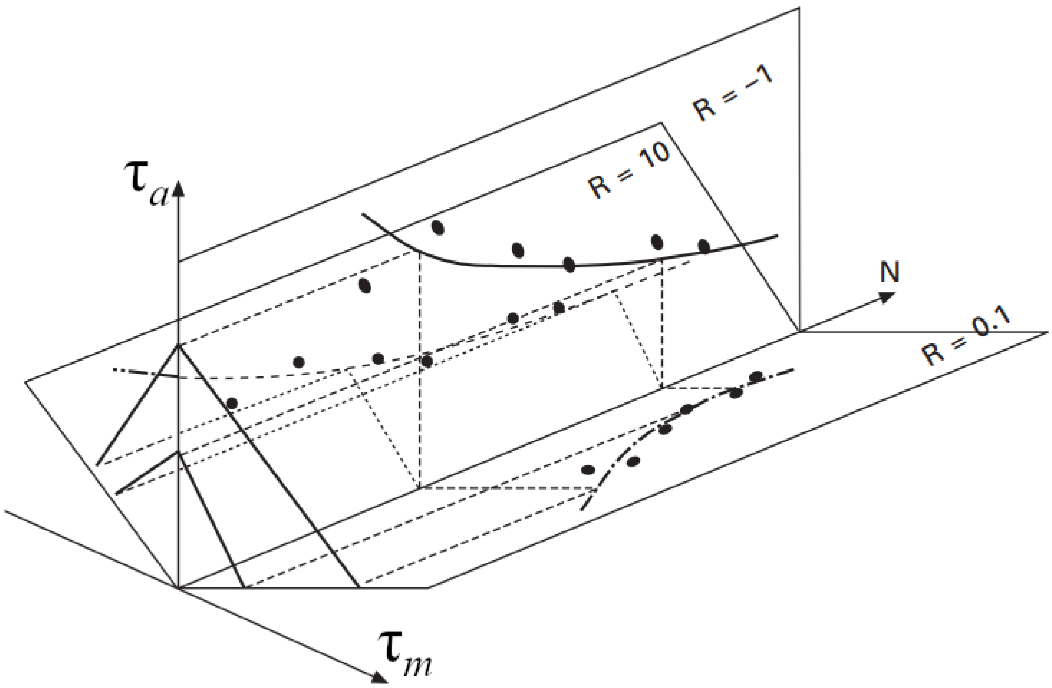

Figura 4: Relação entre diagramas CLD e curvas S-N. Adaptado de [15].

Devido à grande dispersão dos dados experimentais em materiais compósitos, modelos baseados em equações determinísticas não produzem bons ajustes pois não são capazes de levar em conta a grande variação de vida do material em um determinado nível de tensão. Por exemplo, o ajuste de curvas S-N tem como objetivo a obtenção de curvas com alto nível de confiança, na ordem de 90%. Ajustes feitos através de modelos determinísticos em materiais compósitos leva a uma estimativa do tempo médio de falha em função do nível de tensão aplicado, o que gera uma curva com nível de confiança na ordem de 50%, ou seja, quando o tempo para falha é atingido cerca de metade das amostras já sofreram falha. Como alternativa a isso, diferentes modelos propõem a análise estatística dos dados [3]. Dentre essas metodologias, destacam-se as metodologias propostas pela ASTM [16], Whitney [17] e Sendeckyj [18] que serão discutidas mais adiante.

A construção dos diagramas CLD é dependente do tipo de curva S-N escolhida e da análise estatística dos dados experimentais [14], portanto é necessário avaliar as diferentes metodologias que podem ser empregadas de modo a serem obtidos ajustes ótimos para as curvas S-N e assim reduzir a quantidade de erro na derivação de curvas S-N a partir de diagramas CLD.

O objetivo deste trabalho é avaliar o efeito da tensão cisalhante interlaminar média na vida em fadiga de laminados GLARE através da metodologia SBS e avaliar o uso de diferentes metodologias estatísticas de ajustes de dados experimentais e obtenção de curvas S-N.

2. Revisão bibliográfica

2.1. GLARE

GLARE é uma família de LFM compostos por chapas finas de liga de alumínio de alta resistência coladas por *prepregs* de fibra de vidro/epóxi, como pode ser visto na Figura 5. Esse material foi desenvolvido como uma alternativa ao ARALL (que utiliza fibras de aramida ao invés de fibras de vidro) para aplicações em fuselagem de aeronaves. Esse tipo de LFM possui resistência ao impacto superior à do alumínio puro, maior resistência à corrosão, tolerância ao dano, resistência a chama, resistência à fadiga, possui peso específico 10% menor que o alumínio puro e é menos sensível ao dano por umidade que compósitos epóxi reforçado com fibra de vidro convencionais [5].

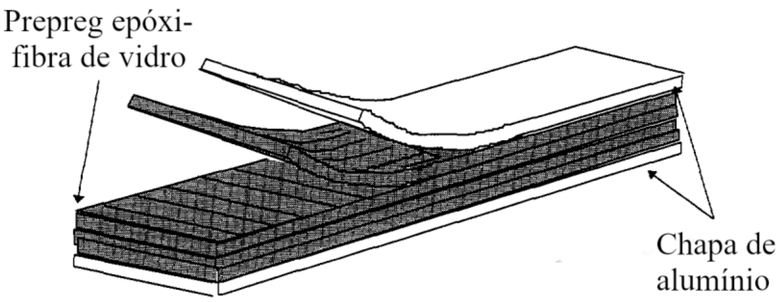

Figura 5: Configuração típica de laminados GLARE. Adaptado de [19].

Existem diferentes classes de GLARE (Tabela 1), que variam de acordo com os empilhamentos utilizados nas lâminas de material compósito. Todas as classes utilizam o mesmo tipo *prepreg*: fibras de vidro unidirecionais do tipo S em uma matriz de adesivo FM-94 com fração de fibras em volume nominal de 59%. Nas classes padrão de GLARE, as camadas de alumínio possuem a mesma direção de laminação e essa direção é definida como a orientação 0º do laminado [5]. Os laminados podem ser feitos em diferentes configurações quanto ao número de camadas e espessura das camadas de alumínio, sendo o número de camadas de cada material indicada após o nome da classe GLARE e após o número de camadas é indicada a espessura das chapas de alumínio [19]. Ex.: GLARE 2A-4/3-0.4 indica um laminado da classe 2A contendo 4 camadas de alumínio com espessura de 0.4 mm e 3 camadas de compósito.

Tabela 1: Classes padrão de GLARE. Adaptado de [5].

Classe	Subclasse	Liga e espessura da camada de alumínio (mm)	Orientação do *prepreg*
GLARE 1	-	7475-T761 0.3-0.4	0/0
GLARE 2	A	2024-T3 0.2-0.5	0/0
	B	2024-T3 0.2-0.5	90/90
GLARE 3	-	2024-T3 0.2-0.5	0/90
GLARE 4	A	2024-T3 0.2-0.5	0/90/0
	B	2024-T3 0.2-0.5	90/0/90
GLARE 5	-	2024-T3 0.2-0.5	0/90/90/0
GLARE 6	A	2024-T3 0.2-0.5	+45/-45
	B	2024-T3 0.2-0.5	-45/+45

2.2. Metodologia *Short-Beam Shear*

A metodologia *Short-Beam Shear* (SBS), norma ASTM D2344-16 [20], é um teste quase-estático de cisalhamento interlaminar que consiste na aplicação de flexão em 3 pontos em uma viga curta, conforme mostrado na Figura 6.

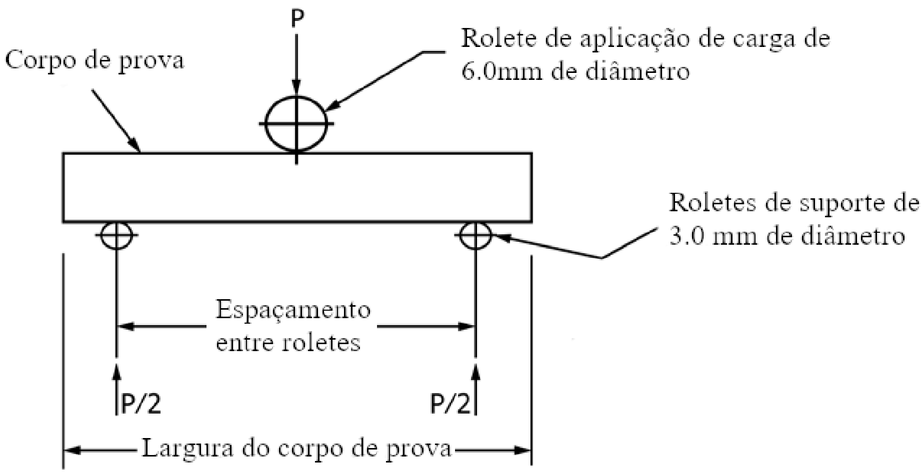

Figura 6: Representação esquemática do teste *Short-Beam Shear*. Adaptado de [20].

A aplicação desse tipo de carga de flexão promove tanto tensões normais quanto tensões cisalhantes no corpo de prova (Figura 7). Segundo a teoria clássica de vigas [21], as tensões normais máximas são de compressão na superfície onde é aplicada a carga e de tração na face oposta. A magnitude dessas tensões diminui através da espessura do corpo de prova, chegando a zero no plano médio da viga (plano neutro). As tensões cisalhantes possuem seu máximo no plano médio e variam parabolicamente até as superfícies, onde seu valor chega a zero. A magnitude das tensões normais está ligada a razão entre o espaçamento entre os suportes (*s*) e a espessura do corpo de prova (*h*). Uma grande razão *s/h* resulta em tensões normais maiores e baixas razões *s/h* resultam em tensões normais menores, sem que haja alteração na magnitude das tensões cisalhantes, para uma mesma carga aplicada. Baixas razões *s/h* são utilizadas para esse ensaio de modo que as tensões de cisalhamento sejam predominantes, sendo recomendados pela norma a razão $s/h = 4$ [22, 23].

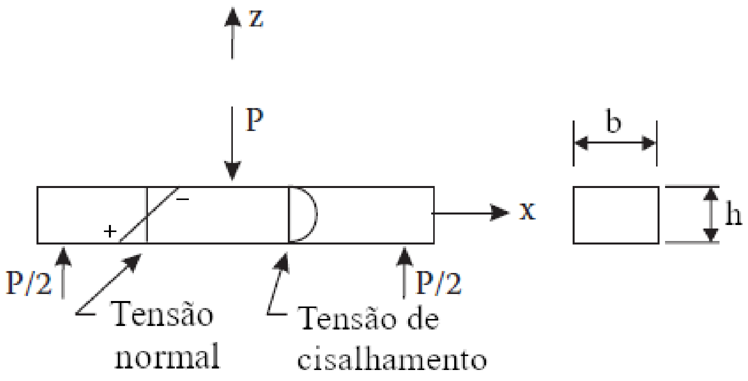

Figura 7: Distribuições de tensão atuantes em uma viga sujeita a flexão em 3 pontos. Adaptado de [23].

A tensão cisalhante aplicada sobre o plano médio da viga (τ^{sbs}) pode ser calculada através da equação (1), onde P é a carga aplicada, b é a largura e h é a espessura do corpo de prova.

$$\tau^{sbs} = \frac{3\,P}{4\,bh} \tag{1}$$

2.3. Modos de falha

Materiais compósitos laminados tipicamente apresentam três mecanismos básicos de falha. As falhas podem ocorrer através de trincas entre as camadas (interlaminar), entre as fibras (intralaminar) ou através das fibras (translaminar) [24], conforme mostrado na Figura 8. As trincas interlaminares, também conhecidas como delaminações, são um dos mecanismos de falha mais influentes para esse tipo de material e podem causar grande diminuição na rigidez e resistência, levando a falhas catastróficas [22, 25, 26].

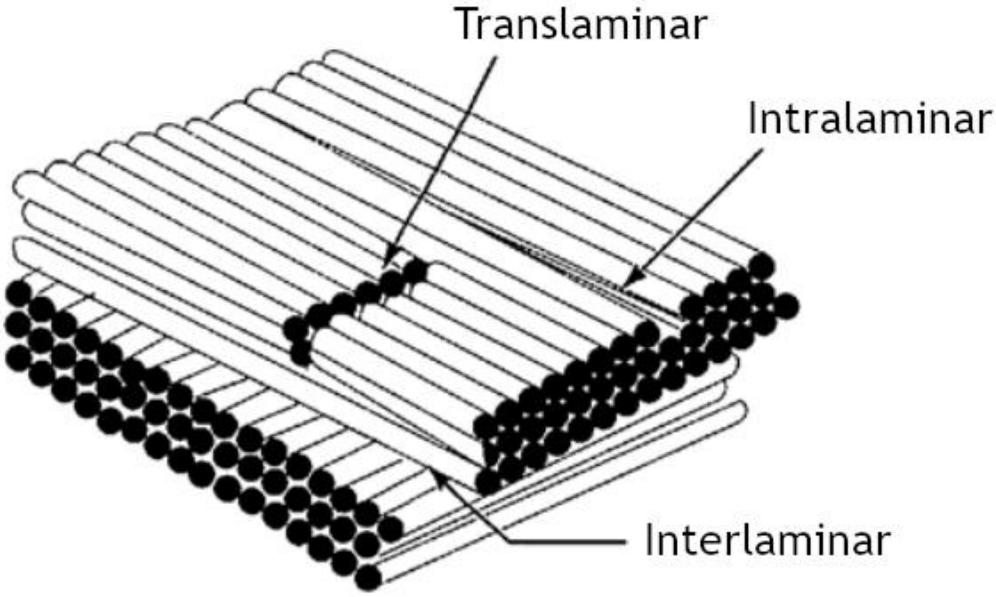

Figura 8: Modos de falha em materiais compósitos laminados. Adaptado de [27].

As delaminações podem ser causadas por diversos fatores, como impacto de baixa velocidade, concentradores de tensão devido a geometria do componente, descontinuidades provocadas durante a fabricação, etc. Seu crescimento ocorre através dos modos fundamentais de aplicação de carga, modo I (abertura), modo II (cisalhamento no plano) e modo III (rasgamento ou cisalhamento fora do plano) (Figura 9), ou de uma combinação deles, sendo o modo I e o modo II os mais críticos [22, 28].

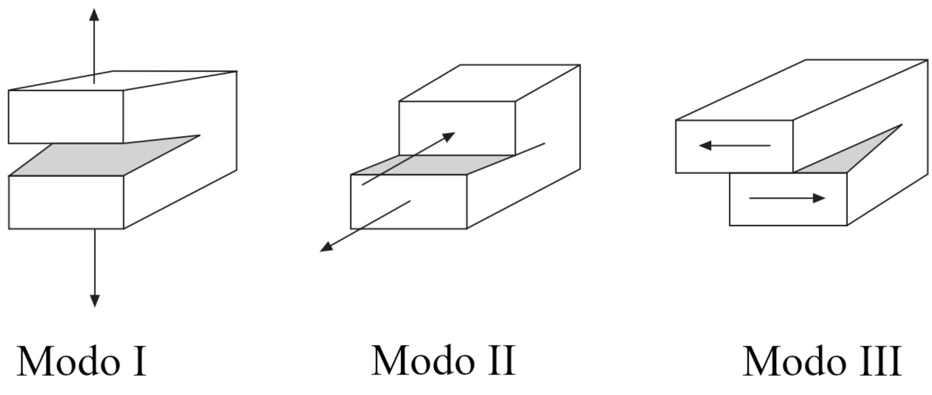

Figura 9: Modos fundamentais de aplicação de carga em uma trinca. Adaptado de [22].

A morfologia das falhas por delaminação apresenta diferenças significativas quando sujeitas a carregamentos puros em modo I e modo II, porém as morfologias de falhas por cargas monotônicas e por fadiga (para um mesmo modo) são bem semelhantes. A falha por fadiga geralmente é acompanhada por falha quase-estática, uma vez que durante a fadiga ocorre a diminuição da resistência residual até que a tensão aplicada exceda a resistência do material, ocasionando a falha por sobrecarga [29].

A morfologia de fratura quase-estática por delaminação em modo II apresenta como principais características a presença de estruturas com formato de plaquetas conhecidas como *cusps* (Figura 10), presença de detritos (fibras partidas resultantes de *fiber bridging* ou detritos resultantes da abrasão da matriz devido ao movimento relativo entre as superfícies da delaminação), além de apresentar fratura predominantemente na interface fibra-matriz, resultando em uma das superfícies de falha contendo fibras e a outra contendo os canais deixados por fibras, ambos totalmente "limpos" (Figura 11). A morfologia da falha por fadiga se diferencia da quase-estática principalmente pela aparência desgastada dos *cusps*, devido ao atrito entre as superfícies de falha, e pela presença de *rollers* (Figura 12), que são fragmentos deformados e arredondados de resina [29].

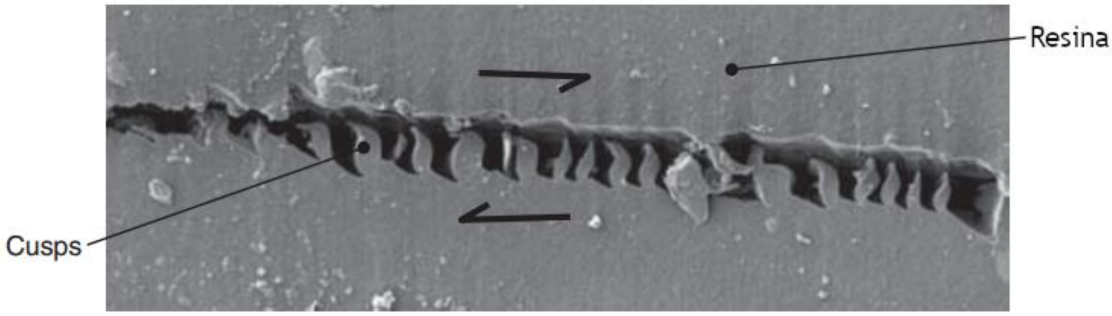

Figura 10: *Cusps* em uma resina epóxi. Adaptado de [29].

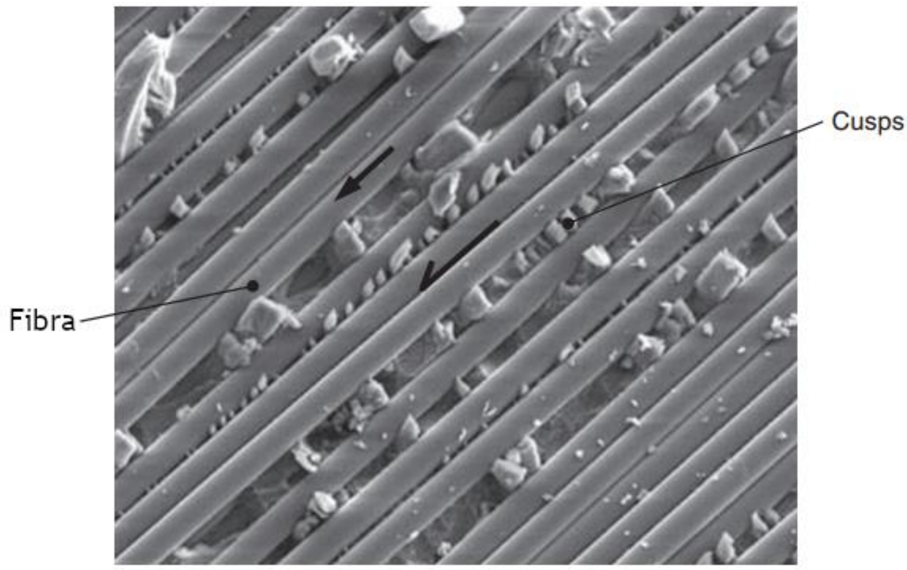

Figura 11: Superfície de falha por modo II em um sistema IMS/3501 (x2000). Adaptado de [29].

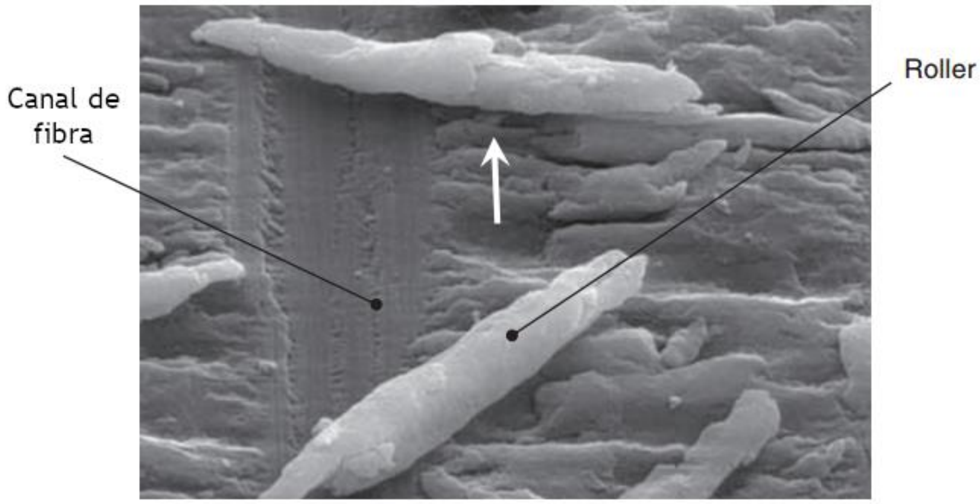

Figura 12: *Roller* em detalhe em uma superfície de falha por modo II em um sistema HTA/6376 (×17000). Adaptado de [29].

O mecanismo de formação dos *cusps* pode ser explicado analisando o estado de tensões na ponta da delaminação. Localmente, a tensão cisalhante pode ser decomposta como uma tensão normal de tração inclinada a 45º da direção principal do cisalhamento, originando microtrincas na matriz (Figura 13-(a)). Essas microtrincas crescem até que se aproximam dos limites da interface (Figura 13-(c)), o que leva a sua deflexão e ao coalescimento das mesmas (Figura 13-(d)), ocasionando a separação das superfícies e a propagação da delaminação [29, 30].

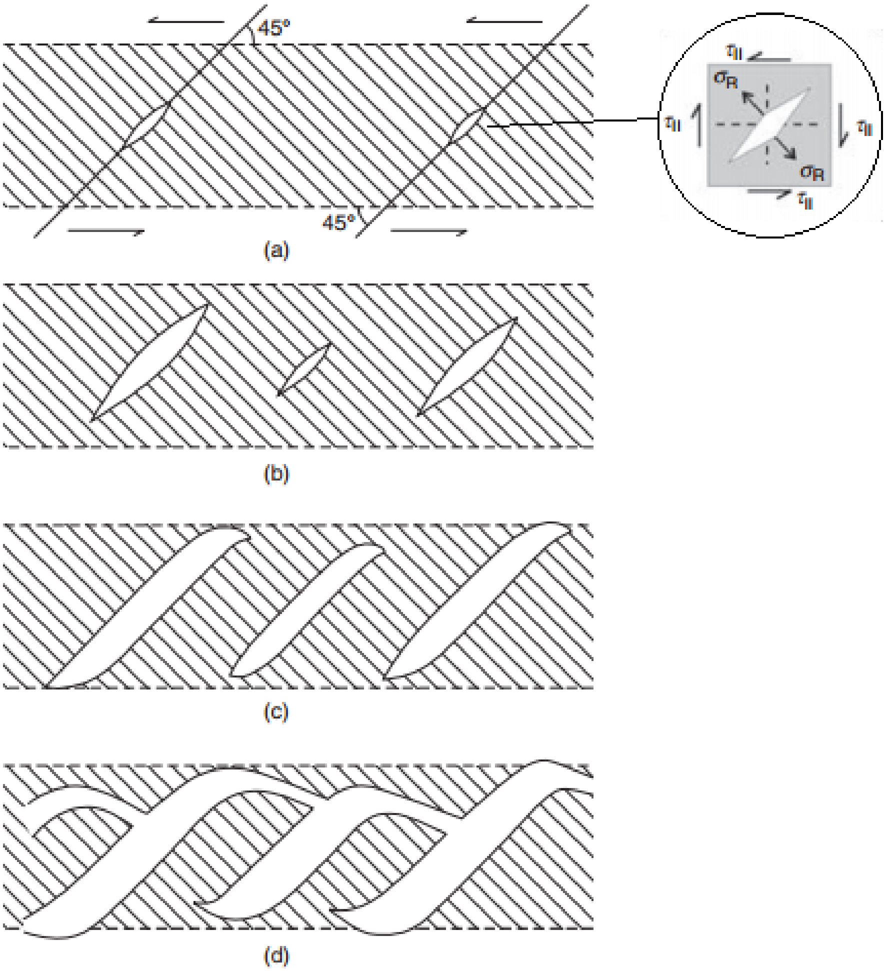

Figura 13: Mecanismo de formação de *cusps*. Adaptado de [29]

O mecanismo de formação de *rollers* não é completamente compreendido, porém acredita-se que sua formação seja semelhante à dos *cusps*. Na formação dos *rollers*, também ocorre a formação de microtrincas inclinadas, porém devido a um aumento local da plasticidade da matriz, essas trincas não coalescem e crescem ao longo da matriz, até que por efeito do atrito entre as superfícies, essas porções de matriz se destacam dando origem aos *rollers* [29–32].

2.4. Fadiga

2.4.1. Conceitos básicos

Para compreender a fadiga é necessário primeiramente compreender alguns conceitos e termos básicos. A tensão atuante no material pode ser de dois tipos: amplitude constante ou amplitude variável (Figura 14). O regime pode ainda ser classificado quanto ao tipo de esforços presentes, tipicamente para fratura em modo I em Tração-Tração (T-T), Compressão-Compressão (C-C) ou Tração-Compressão (T-C), como pode ser observado na Figura 14-(b), ou ainda em cisalhamento (fratura de modo II ou modo III). Os valores de tensão máxima ($\tau_{máx}$), tensão mínima (τ_{min}), amplitude de tensão (τ_a), tensão média (τ_m), razão de tensões (*R*) e frequência (*f*) podem ser definidos através da Figura 15 e equações (2), (3) e (4).

$$\tau_a = \frac{\tau_{máx} - \tau_{min}}{2} \tag{2}$$

$$\tau_m = \frac{\tau_{máx} + \tau_{min}}{2} \tag{3}$$

$$R = \frac{\tau_{min}}{\tau_{máx}} \tag{4}$$

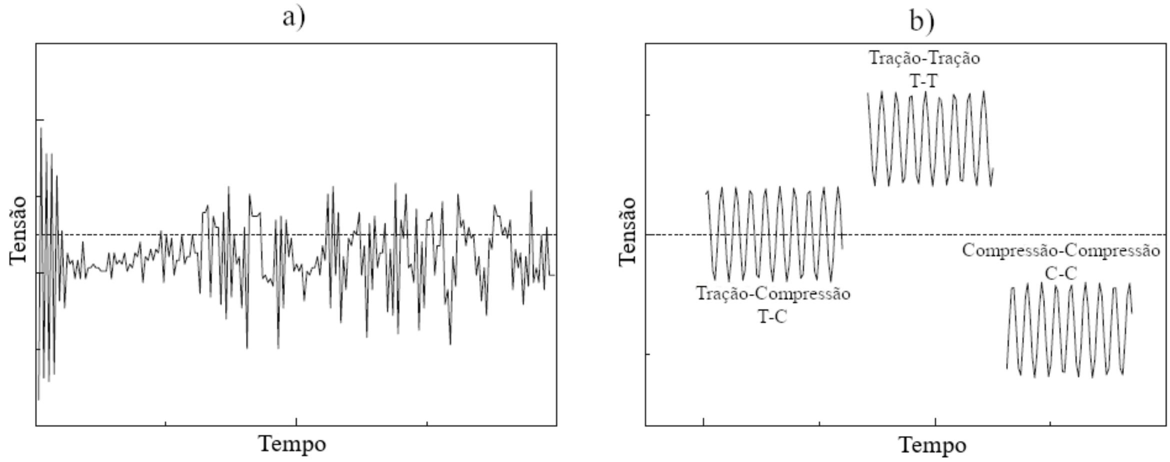

Figura 14: Representação dos regimes em fadiga de (a) amplitude variável e (b) amplitude constante. Adaptado de [3].

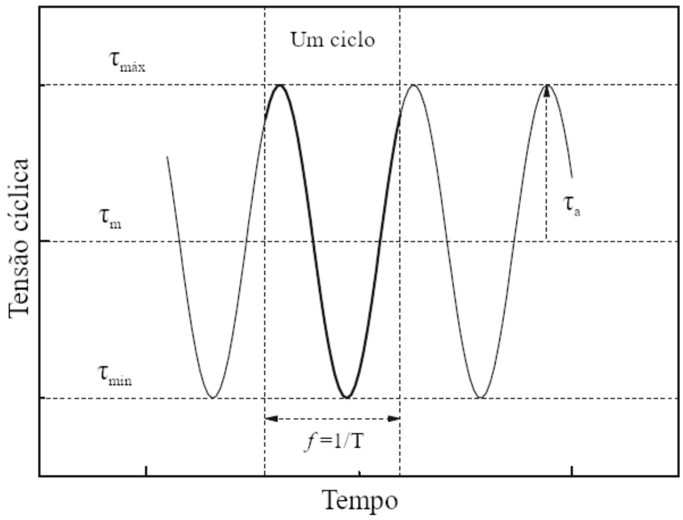

Figura 15: Conceitos básicos de fadiga. Adaptado de [3].

2.4.2. Efeito da tensão média

O comportamento em fadiga de materiais compósitos se diferencia dos metais em vários aspectos. Um deles é o efeito da tensão média em seu comportamento em fadiga. Nos materiais compósitos, o dano em fadiga ocorre por diferentes mecanismos e alguns desses mecanismos são dominantes para determinadas condições de carregamentos, como pode ser observado na Figura 16. Esses diferentes mecanismos possuem ainda diferentes taxas de acúmulo de dano e isso pode levar a grandes diferenças na vida do material [28].

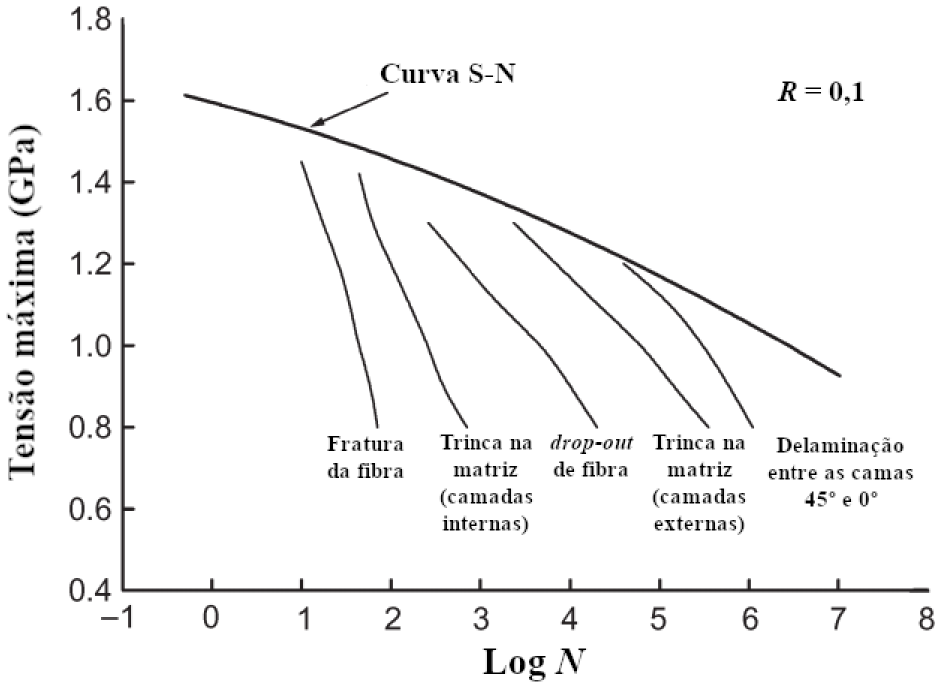

Figura 16: Mapa esquemático dos mecanismos de dano para um laminado de matriz polimérica reforçado com fibra de carbono T800/5245 $[(\pm 45 / 0_2)_2]_s$. Adaptado de [12].

O efeito da tensão média pode ser observado quando são comparadas curvas S-N com diferentes *R* para um mesmo material. Como exemplo, pode-se observar o comportamento de um laminado de fibra de vidro-poliéster $[0/(\pm 45)_2/0]_T$ [3]. A Figura 17 mostra a comparação de curvas S-N deste material em regimes de T-C (*R*=-1), T-T (*R*=0,1) e C-C (*R*=10). É possível observar que a resistência a fadiga é crítica para a situação de fadiga T-C, especialmente na região de baixo ciclo. Pode-se observar também que no regime de T-T ocorre uma redução mais acentuada na resistência do material que nos outros casos. Isso se dá pelo mecanismo diferenciado entre tração e compressão. No regime de tração ocorre o acúmulo mais pronunciado de trincas na matriz do que em carregamentos compressivos.

O efeito de variações na tensão média em cisalhamento interlaminar já foi estudado em compósitos laminados reforçados por fibra de vidro [7, 33] e reforçados por fibra de carbono [34]. O comportamento em fadiga de laminados GLARE através da metodologia SBS foi estudado em [35] e a avaliação do efeito da tensão média é sugerido pelo autor.

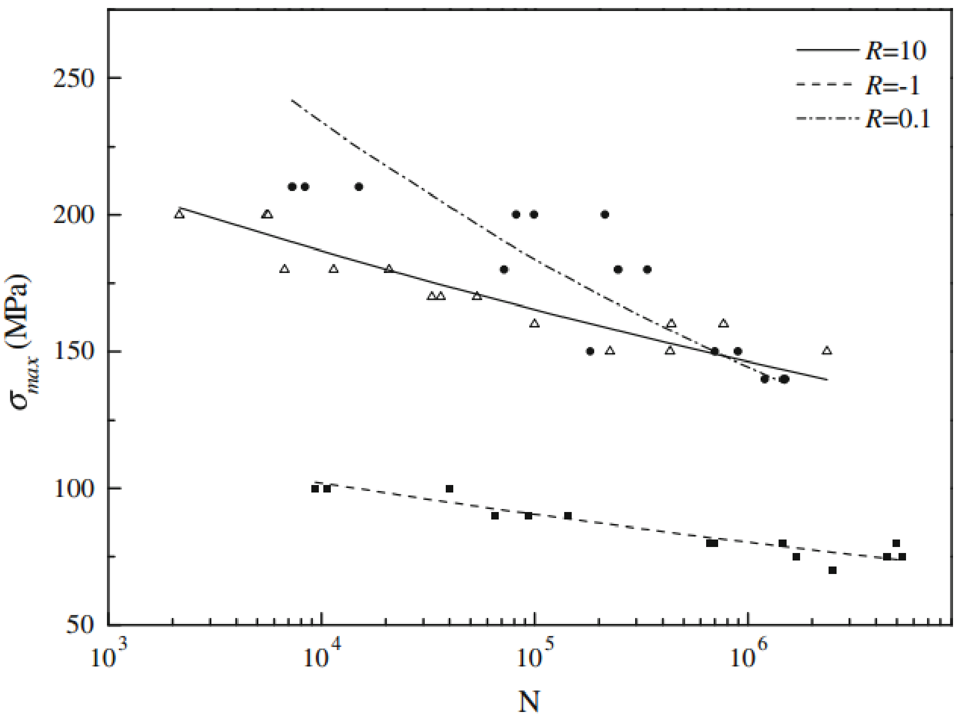

Figura 17: Comparação de curvas S-N para diferentes *R* de um laminado de fibra de vidro-poliéster $[0/(\pm45)_2/0]_T$ [3].

2.4.3. Dispersão dos resultados

A determinação da vida em fadiga de um material não é uma tarefa simples. Mesmo em materiais metálicos, que são isotrópicos e homogêneos, esses valores não são quantidades bem definidas. São quantidades estatísticas que necessitam de técnicas específicas e testes replicados para serem bem definidos [13]. Nos materiais compósitos esse efeito é ainda mais pronunciado devido à natureza estatística do dano progressivo e dos defeitos introduzidos nos processos de fabricação. Para determinar curvas S-N de maneira segura são necessárias réplicas dos testes, geralmente uma quantidade mínima de 20 testes para cada condição de carregamento, porém esses testes geralmente são demorados e custosos [28].

Diversos tipos de distribuições estatísticas podem ser usados para descrever a vida em fadiga a diferentes probabilidades de sobrevivência. Para esse tipo de ajuste, é assumido que a vida em fadiga do material em um dado nível de tensão segue uma distribuição de probabilidade (Normal, Log-Normal, Log-Log ou Weibull) e, dessa forma, é estimado o número característico de ciclos até a falha para cada nível de tensão, para um nível de confiança e coeficiente de variação conhecidos. O ajuste da curva S-N é feito através do ajuste do número característico de ciclos até a falha com nível de confiança desejado de cada nível tensão [3], como exemplificado na Figura 18**Erro! Fonte de referência não encontrada.**. Uma das distribuições mais usadas em materiais compósitos é a distribuição de Weibull, devido a algumas propriedades como a reprodutiva. Essa propriedade diz que se uma população é modelada pela distribuição de Weibull, outras características dessa população também são descritas por uma distribuição de Weibull [28]. A partir dessas características, autores como Whitney e Sendeckyj propuseram metodologias que utilizam um número menor de dados de diferentes níveis de tensão, através de um agrupamento de dados, para estimar os parâmetros globais da distribuição de Weibull.

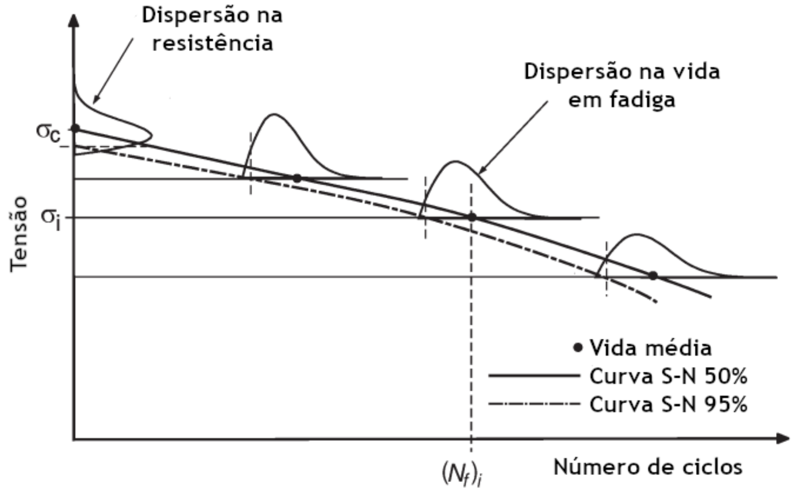

Figura 18: Influência do tratamento estatístico na derivação de curvas S-N. Adaptado de [28].

2.5. Modelos de ajuste de curvas S-N

2.5.1. *ASTM Standard Practice*

A metodologia proposta pela ASTM E739 [16] permite a obtenção de curvas S-N ou ε-N, desde que possam ser consideradas lineares quando o conjunto de dados é plotado em coordenadas apropriadas. Essa metodologia não é recomendada para extrapolação das curvas fora da região testada ou para níveis de confiança abaixo de 5% ou acima de 95% e não é aplicável a séries de dados contendo *run-outs* (teste interrompido sem que tenha ocorrido falha do material). A distribuição da vida em fadiga é considerada como sendo Log-normal e a variância do *log* da vida em fadiga é considerada constante em todo o intervalo de níveis de tensão.

A relação S-N considerada nessa metodologia é linear (5) ou linearizada (6), onde *A* e *B* são os parâmetros do modelo. Para simplificação, a variável dependente, *log(N)*, será chamada de *Y* e a variável independente, τ para a relação linear ou *log(τ)* para a relação linearizada, será chamada de *X*. Dessa forma, as relações expressas pelas equações (5) e (6) podem ser reescritas na forma da equação (7).

$$log(N) = A + B\,\tau \tag{5}$$

$$log(N) = A + B\,log(\tau) \tag{6}$$

$$Y = A + BX \tag{7}$$

Sendo todas as considerações verdadeiras, os valores de *A* e *B* podem ser estimados utilizando o método de máxima verossimilhança (*Maximum Likelihood Estimators* – MLE), resolvendo as equações (8) e (9), onde *n* é o número de amostras, e as ênfases (⁀) e (‾) indicam estimador e valor médio, respectivamente.

$$\hat{A} = \bar{Y} - \hat{B}\bar{X} \tag{8}$$

$$\hat{B} = \frac{\sum_{i=1}^{n}(X_i - \bar{X})(Y_i - \bar{Y})}{\sum_{i=1}^{n}(X_i - \bar{X})^2} \tag{9}$$

A variância da distribuição normal de *log(N)* pode ser estimada através da equação (10), onde *n* é o número total de testes realizados e $\hat{Y}_i$ é dado pela equação (11).

$$\hat{\mu}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n}\left(Y_i - \hat{Y}_i\right)^2}{n-2} \tag{10}$$

$$\hat{Y}_i = \hat{A} + \hat{B}X_i \tag{11}$$

A curva S-N com nível de confiança de 95% pode ser obtida através da equação (12), onde F_p é um valor tabelado [16].

$$Y = \hat{A} + \hat{B}X \pm \hat{\mu}\left\{2F_p\left[\frac{1}{n} + \frac{(X-\bar{X})^2}{\sum_{i=1}^{n}(X_i-\bar{X})^2}\right]\right\}^{1/2} \tag{12}$$

Um procedimento de verificação da hipótese do comportamento linear é recomendado pela ASTM. A hipótese é aceita caso a equação (13) seja satisfeita, onde l é a quantidade de níveis de tensão testados e m_i é a quantidade de ensaios repetidos em um mesmo nível de tensão.

$$\frac{\sum_{i=1}^{l} m_i\left(\hat{Y}_i - \bar{Y}_i\right)^2 \Big/ (l-2)}{\sum_{i=1}^{l}\sum_{j=1}^{m_i}\left(Y_{ij} - \bar{Y}_i\right)^2 \Big/ (n-l)} \leq F_p \tag{13}$$

2.5.2. *Whitney's pooling scheme*

A metodologia proposta por Whitney [17] permite o ajuste de curvas S-N com valor estatístico sem a necessidade de uma grande quantidade de dados (são necessários pelo menos 2 para cada nível de tensão), permite o uso de *run-outs* e toma como base suposições do modelo "*wear out*" ou "*strength degradation*", que assume uma relação direta entre a distribuição de resistência estática, a distribuição de resistência residual após um tempo em um histórico de carregamento conhecido e a distribuição de tempo para falha em um nível de tensão.

Essa metodologia possui duas suposições básicas: a curva S-N é caracterizada por uma lei de potência clássica e a distribuição de tempo para falha segue uma distribuição de Weibull de dois parâmetros. Dessa forma, para cada nível de tensão, a probabilidade de sobrevivência (P_s) após N ciclos é dada por uma distribuição de Weibull de dois parâmetros (equação (14)), onde $\bar{N}$ e α_f são o fator de escala e o fator de forma da distribuição de Weibull, respectivamente.

$$P_s(N) = exp\left[-\left(\frac{N}{\bar{\bar{N}}}\right)^{\alpha_f}\right] \tag{14}$$

O procedimento de obtenção da curva S-N consiste primeiramente no ajuste dos dados experimentais de cada nível de tensão a uma distribuição de Weibull. Os valores do fator de escala e do fator de forma de cada nível de tensão podem ser estimados através de

MLE, resolvendo as equações (15) e (16), onde m_i é o número total de espécimes no *i*-ésimo nível de tensão.

$$\frac{\sum_{j=1}^{m_i} N_{ij}^{\hat{\alpha}_{fi}} ln(N_{ij})}{\sum_{j=1}^{m_i} N_{ij}^{\hat{\alpha}_{fi}}} - \frac{1}{m_i}\sum_{j=1}^{m_i} ln(N_{ij}) - \frac{1}{\hat{\alpha}_{fi}} = 0 \tag{15}$$

$$\hat{\hat{N}}_i = \left(\frac{1}{m_i}\sum_{j=1}^{m_i} N_{ij}^{\hat{\alpha}_{fi}}\right)^{\frac{1}{\hat{\alpha}_{fi}}} \tag{16}$$

Assumindo que α_f é independente do nível de tensão, um agrupamento de dados pode ser feito de modo a determinar um valor único de α_f para todos os níveis de tensão, através da normalização do número de ciclos para falha de cada espécime de um nível de tensão com respeito ao fator de escala estimado $\hat{\hat{N}}_i$ do respectivo nível de tensão, através da equação (17).

$$Q_{ij} = \frac{N_{ij}}{\hat{\hat{N}}_i} \tag{17}$$

Assume-se então que o conjunto de dados agrupados também segue uma distribuição de Weibull de dois parâmetros (equação (18)) e que os valores α_f e Q_0 podem ser estimados por MLE resolvendo as equações (19) e (20), onde *n* é o número total de amostras.

$$P_s(Q) = exp\left[-\left(\frac{Q}{Q_0}\right)^{\alpha_f}\right] \tag{18}$$

$$\frac{\sum_{i=1}^{l}\sum_{j=1}^{r_i} Q_{ij}^{\hat{\alpha}_f} ln(Q_{ij})}{\sum_{i=1}^{l}\sum_{j=1}^{r_i} Q_{ij}^{\hat{\alpha}_f}} - \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{l}\sum_{j=1}^{m_i} ln(Q_{ij}) - \frac{1}{\hat{\alpha}_f} = 0 \tag{19}$$

$$\hat{Q}_0 = \left(\frac{1}{r_T}\sum_{i=1}^{l}\sum_{j=1}^{m_i} N_{ij}^{\hat{\alpha}_f}\right)^{\frac{1}{\hat{\alpha}_f}} \tag{20}$$

Para um ajuste perfeito, o valor de $\hat{Q}_0$ deve ser unitário e em caso de qualquer valor diferente de 1, o valor do fator de escala de cada nível de tensão deve ser ajustado através da equação (21). Substituindo o valor de $\hat{\hat{N}}_i$ por $\bar{N}_{0i}$ na equação (17) e repetindo todo o processo obtém-se o ajuste de $\hat{\alpha}_f$.

$$\bar{N}_{0i} = \hat{Q}_0 \hat{\hat{N}}_i \tag{21}$$

Técnicas de censura (tratamento de dados diferenciado) são usadas quando existem *run-outs*. Nesse caso, as equações (15) e (16) são substituídas pelas equações (22) e (23), onde m_i é o número total de espécimes no nível de tensão, r_i é o número de espécimes que sofreram falha no nível de tensão e N_{si} é o número de ciclos em que aconteceu o *run-out*.

$$\frac{\sum_{j=1}^{r_i} N_{ij}^{\hat{\alpha}_{fi}} ln\left(N_{ij}\right) \ + (m_i - r_i) N_{si}^{\hat{\alpha}_{fi}} ln(N_{si})}{\sum_{j=1}^{r_i} N_{ij}^{\hat{\alpha}_{fi}} + (m_i - r_i) N_{si}^{\hat{\alpha}_{fi}}} - \frac{1}{r_i} \sum_{j=1}^{r_i} ln\left(N_{ij}\right) - \frac{1}{\hat{\alpha}_{fi}} = 0 \tag{22}$$

$$\hat{\hat{N}}_i = \left\{ \frac{1}{r_i} \left[\sum_{j=1}^{r_i} N_{ij}^{\hat{\alpha}_{fi}} + (m_i - r_i) N_{si}^{\hat{\alpha}_{fi}} \right] \right\}^{\frac{1}{\hat{\alpha}_{fi}}} \tag{23}$$

Após o agrupamento de dados, pela equação (17) para os dados de falha e pela equação (24) para os *run-outs*, o ajuste da distribuição de Weibull de dois parâmetros dos dados agrupados é feito através das equações (25) e (26), onde r_T é o número total de espécimes que sofreram falha.

$$Z_{ij} = \frac{N_{si}}{\hat{\hat{N}}_i} \tag{24}$$

$$\frac{\sum_{i=1}^{l} \sum_{j=1}^{r_i} Q_{ij}^{\hat{\alpha}_f} ln\left(Q_{ij}\right) \ + \sum_{i=1}^{l} (m_i - r_i) Z_i^{\hat{\alpha}_f} ln(Z_i)}{\sum_{i=1}^{l} \sum_{j=1}^{r_i} Q_{ij}^{\hat{\alpha}_f} + \sum_{i=1}^{l} (m_i - r_i) Z_i^{\hat{\alpha}_f}} - \frac{1}{r_T} \sum_{i=1}^{l} \sum_{j=1}^{ri} ln\left(Q_{ij}\right) - \frac{1}{\hat{\alpha}_f} = 0 \tag{25}$$

$$\hat{Q}_0 = \left(\frac{1}{r_T} \sum_{i=1}^{l} \sum_{j=1}^{ri} N_{ij}^{\hat{\alpha}_f} + \sum_{i=1}^{l} (m_i - r_i) Z_i^{\hat{\alpha}_f} \right)^{\frac{1}{\hat{\alpha}_f}} \tag{26}$$

Após o ajuste da distribuição de Weibull ao conjunto de dados agrupados, a inclinação da curva S-N ($1/k$) e o intercepto em Y (τ_0) podem ser determinados através de um ajuste linear de log (τ) por log ($\bar{N}_{0i}$). Obtidos os valores de $1/k$, τ_0 e $\hat{\alpha}_f$, a curva S-N para qualquer nível de confiança pode ser calculada através da equação (27).

$$\tau_a = \tau_0 \left\{ \left[-ln\left(P_s(N)\right) \right]^{\frac{1}{\alpha_f k}} \right\} N^{\left(-\frac{1}{k}\right)} \tag{27}$$

2.5.3. *Sendeckyj's wear-out model*

A metodologia proposta por Sendeckyj [18] também assume as relações do modelo "*wear-out*" e propõe a classificação dos dados em quatro categorias:

- Dados de resistência estática – inclui dados de ensaios quase-estáticos desde que tenham taxas de carregamento comparáveis as dos ensaios de fadiga.
- Dados de falha em fadiga – dados de espécimes que sofreram falha após um número conhecido de ciclos.
- *Run-outs* – testes de fadiga que foram interrompidos sem que haja falha do material, esse conjunto de dados é caracterizado pelo nível de tensão e o número de ciclos a que foi submetido, podendo ser censurado ou testado quase-estaticamente para determinar sua resistência residual.
- Dados de resistência residual – esse conjunto de dados é caracterizado pelo valor da resistência residual, tensão cíclica aplicada e número de ciclos.

Essa metodologia se baseia em 3 suposições. A primeira é que a curva S-N é descrita por uma equação determinística de qualquer tipo. A segunda é que existe uma relação direta entre a resistência estática e à fadiga, onde a amostra de maior resistência estática também é a de maior resistência a fadiga, e através de um modelo é possível converter os dados de resistência à fadiga em resistência estática equivalente. A terceira e última é que os dados de resistência estática (τ_e) (incluindo os dados de fadiga convertidos) seguem uma distribuição de Weibull de dois parâmetros (equação (28)), onde β é o fator de escala e α_f é o fator de forma da distribuição.

$$P_s(\tau_e) = exp\left[-\left(\frac{\tau_e}{\beta}\right)^{\alpha_f} \right] \tag{28}$$

O modelo desenvolvido e adotado por Sendeckyj utiliza uma equação determinística (equação (29)) para relacionar as resistências estática e à fadiga das amostras, onde τ_e é a resistência estática equivalente, τ_{max} é a tensão cíclica máxima, τ_r é a resistência residual, N é o número de ciclos em fadiga e C e S são os parâmetros do modelo escolhido. Caso a amostra tenha falhado em fadiga, a equação (29) pode ser simplificada para a equação (30), onde N_f é o número de ciclos até a falha.

$$\tau_e = \tau_{max}\left[\left(\tau_r/\tau_{max}\right)^{\frac{1}{S}} + (N-1)C\right]^S \quad (29)$$

$$\tau_e = \tau_{max}\left[1 + \left(N_f - 1\right)C\right]^S \quad (30)$$

Os valores dos parâmetros *C* e *S* devem ser primeiramente estimados ou assumidos, onde *S* representa a inclinação da curva S-N e *C* define o formato da região de baixo ciclo da curva, como pode ser observado na Figura 19.

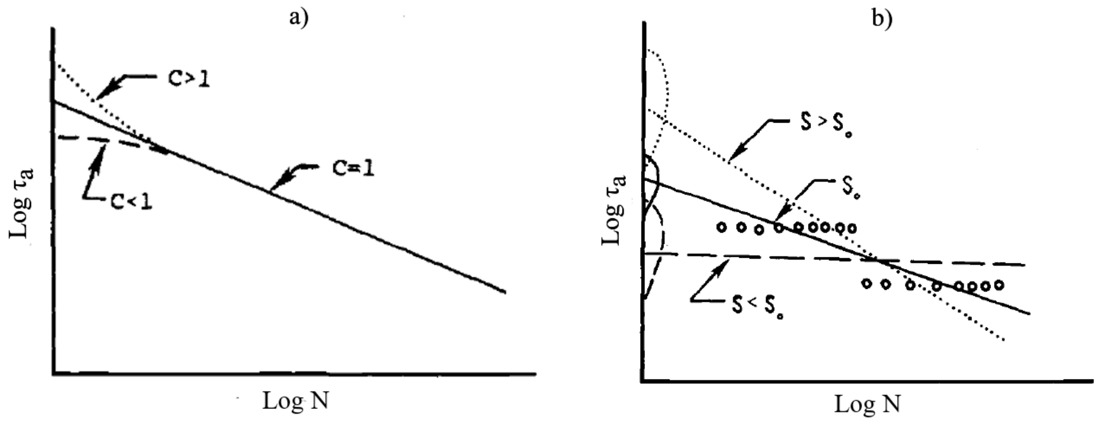

Figura 19: Efeito dos parâmetros C (a) e S (b) na curva S-N do modelo de Sendeckyj. Adaptado de [18].

Em seguida, os dados de fadiga são convertidos em resistência estática equivalente através das equações (29) e (30). O conjunto de dados de resistência estática é normalizado com respeito a média geométrica (*G*) do conjunto de dados através da equação (31) e é feito o ajuste de uma distribuição de Weibull de dois parâmetros utilizando MLE, obtendo-se o fator de forma e de escala da distribuição de Weibull resolvendo as equações (32) e (33) respectivamente, onde *m* é o número de dados válidos (resistência estática e estática equivalente).

$$X_i = \tau_{ei}/G \;\; (i = 1,2,\dots,m) \quad (31)$$

$$\sum_{i=1}^{m}\left[1 - \hat{\alpha}_f \ln X_i\right] X_i^{\hat{\alpha}_f} = 0 \quad (32)$$

$$\hat{\beta} = G\left\{\left[1/m\right]\sum_{i=1}^{m} X_i^{\hat{\alpha}_f}\right\}^{1/\hat{\alpha}_f} \quad (33)$$

É realizado um processo iterativo, atribuindo diferentes valores de C e S e aplicando a metodologia, de modo que o ajuste ótimo ocorre quando o valor do fator de forma da distribuição de Weibull ($\hat{\alpha}_f$) é maximizado. De posse dos valores dos parâmetros do modelo, C e S, e dos parâmetros de ajuste da distribuição de Weibull, α_f e β, é possível obter curvas S-N para qualquer nível de confiança $P_s(N)$ através da equação (34).

$$\tau_{max} = \beta\left\{\left[-ln\left(P_s(N)\right)\right]^{1/\alpha_f}\right\}\left\{\left[N - \left(\frac{1-C}{C}\right)\right]C\right\}^{-S} \quad (34)$$

3. Materiais e métodos

3.1. Materiais

Nesse trabalho foi utilizado GLARE 1-3/2-0.3 (Tabela 1). O material foi usinado utilizando uma serra circular de 50 mm de diâmetro e 0,2 mm de espessura, com velocidade de corte de 30 mm/min, sem uso de refrigeração. Foram produzidos 158 corpos de prova para ensaios SBS, sendo 80 de corpos de prova longitudinais e 78 corpos de prova transversais, conforme a Figura 20. As superfícies dos planos 1-3 e 2-3 (Figura 20) foram lixadas utilizando lixas 240, 500 e 1200 para remover as marcas de corte. A espessura do laminado (comercial) é inferior à espessura mínima recomendada pela norma ASTM D2344-16 [20], porém existe uma sugestão de modificação da norma [36] para alterar a dimensão mínima e estender sua aplicação aos LMF. Diante disso, as dimensões nominais dos corpos de prova, 8,76 x 2,92 x 1,46 mm (*l* x *b* x *h*), foram escolhidas em função da espessura do laminado e mantendo as proporções recomendadas pela norma, comprimento/espessura (*l/h*) = *6* e largura/espessura (*b/h*) = *2*.

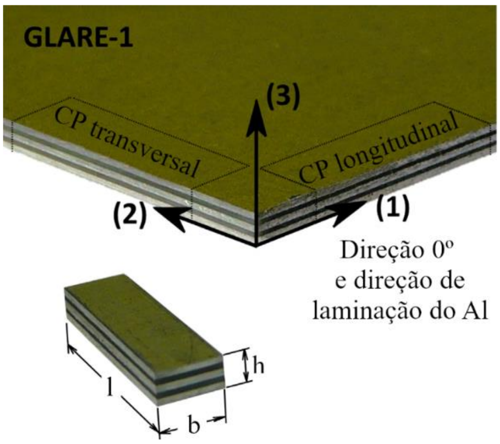

Figura 20: Direção e nomenclatura dos corpos de prova. Adaptado de [35].

3.2. Ensaios SBS

Os ensaios SBS, tanto quase-estáticos quanto dinâmicos (fadiga), foram realizados utilizando o dispositivo mostrado na Figura 21. O espaçamento entre os roletes inferiores utilizado foi o recomendado pela ASTM D2344-16 [20], seguindo a proporção $espaçamento = 4\ h$, resultando em uma distância de 5,8 mm. O espaçamento entre os roletes inferiores é menor que o tamanho do rolete superior indicado na norma (6 mm) e por esse motivo roletes menores foram utilizados. Os tamanhos escolhidos foram de 2 mm de diâmetro para o rolete superior e 1 mm para os roletes inferiores, conforme utilizado na proposta de modificação da norma [36]. Os ensaios foram realizados pelos laboratórios do *Grupo Mecánica de Fractura* (*GMF* – Universidad Nacional del Comahue/CONICET – Argentina) [35] e no laboratório de Mecânica da Fratura (PEMM – UFRJ).

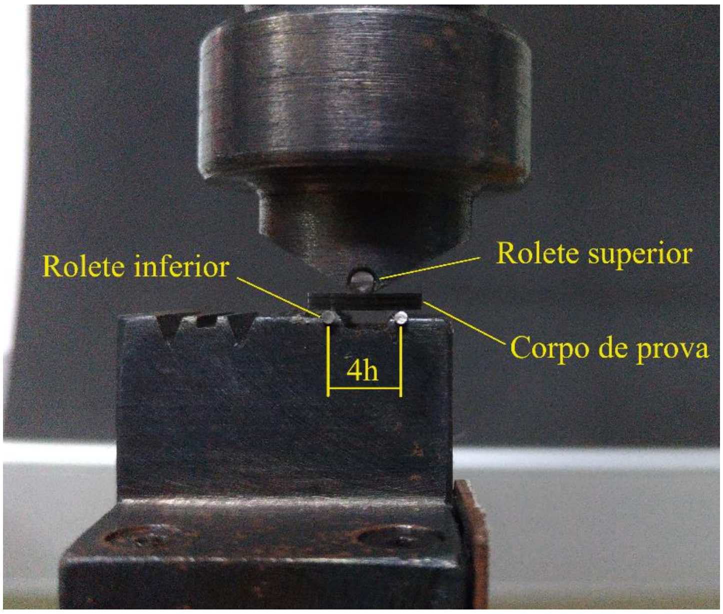

Figura 21: Dispositivo para ensaios SBS.

3.2.1. Ensaios quase-estáticos

Para os ensaios quase-estáticos, foi utilizada uma taxa de deslocamento do rolete superior de 0,5 mm/min. Foram realizados 18 testes, sendo 12 de corpos de prova da direção longitudinal e 6 de corpos de prova da direção transversal. Nos testes realizados pelo *GMF*, foi utilizada uma máquina universal de testes *EMIC DL 2000* (Figura 22-(a)). A força aplicada foi medida utilizando uma célula de carga com capacidade de 1,3 kN e o deslocamento foi monitorado utilizando um transdutor de deslocamento variável linear *OMEGA 500* com 2,5 mm de curso. Os testes realizados pelo Laboratório de Mecânica da Fratura do PEMM utilizaram uma máquina *Electroplus E3000* da marca Instron (Figura 22-(b)).

Figura 22: Equipamentos utilizados para os ensaios SBS: (a) EMIC DL 2000; (b) Instron Electroplus E3000; (c) Máquina de fadiga por carga constante desenvolvida pelo *GMF*.

3.2.2. Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados utilizando carregamento cíclico de amplitude constante, com onda de formato senoidal e frequência de 5 Hz. Os testes eram encerrados caso ocorresse falha do corpo de prova ou um limite máximo 1 milhão de ciclos (10^6) fosse atingido (*run-out*). Foram realizados testes com diferentes R e diferentes amplitudes de tensão, conforme indicado na Tabela 2.

Tabela 2: Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga.

Longitudinal					
R=0,1		R=0,3		R=0,5	
$\tau_a(MPa)$	Nº de testes	$\tau_a(MPa)$	Nº de testes	$\tau_a(MPa)$	Nº de testes
27,1	4	25,2	3	18,0	4
25,2	6	23,4	3	17,0	3
23,4	6	22,0	3	16,0	3
21,6	5	20,2	4	15,0	4
20,2	6	18,0	4	14	3
18,8	3	16,0	3	13	1
Transversal					
R=0,1		R=0,3		R=0,5	
$\tau_a(MPa)$	Nº de testes	$\tau_a(MPa)$	Nº de testes	$\tau_a(MPa)$	Nº de testes
24,1	5	23,4	4	16,0	5
22,5	5	20,0	5	15,0	5
20,9	5	18,0	5	14,0	5
19,0	7	16,0	4	12,0	4
17,9	6	15,0	5	11,0	1
-	-	-	-	10,0	1

Os ensaios realizados pelo *GMF* utilizaram uma máquina de ensaio de fadiga por carga constante desenvolvida pelo laboratório [37] que produz cargas cíclicas de amplitude constante (Figura 22-(c)). Nos testes realizados pelo Laboratório de Mecânica de Fratura do PEMM a máquina utilizada foi a mesma dos ensaios quase-estáticos.

3.3. Análise de dados

Para análise dos dados foram utilizadas as metodologias descritas no item 2.5. As metodologias de Sendeckyj e Whitney foram escritas em rotinas MATLAB (versão R2017b) e a metodologia ASTM em planilha Excel. Os programas desenvolvidos foram avaliados utilizando dados disponíveis na literatura [3, 18, 38–41]. As rotinas MATLAB desenvolvidas estão disponíveis no Anexo I (Whitney) e no Anexo II (Sendeckyj).

3.4. Fractografias

Algumas amostras testadas em fadiga foram preparadas para análise de microscopia eletrônica de varredura (MEV) com objetivo de verificar o mecanismo de falha dominante nos diferentes carregamentos realizados. Foram selecionadas quatro amostras testadas sob R= 0,1, sendo três na orientação longitudinal e uma na orientação transversal; seis amostras testadas sob R=0,3, sendo três na orientação longitudinal e três na orientação transversal; e quatro amostras testadas com R=0,5, sendo duas na orientação transversal e duas na orientação longitudinal. Os níveis de tensão em cada R foram escolhidos de modo que todas as amostras apresentassem vida em fadiga semelhante. Em seguida, uma amostra de cada grupo (*R/* orientação) foi separada para observação do dano superficial do corpo de prova. O restante das amostras teve uma ou mais lâminas separadas para análise da superfície de fratura, utilizando um cortador pneumático de disco. Os cortes foram realizados conforme indicado na Figura 23, sendo analisadas as interfaces alumínio-compósito das lâminas de alumínio (camada 1 e/ou 3). Após preparadas, as amostras foram fixadas em uma placa e foi realizada a metalização com deposição de ouro utilizado o equipamento *Desk V* da marca *Denton Vacuum*. As imagens de MEV foram obtidas utilizando o microscópio *VEGA 3*, da marca *Tescan*, do Núcleo Multiusuário de Microscopia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio de Janeiro.

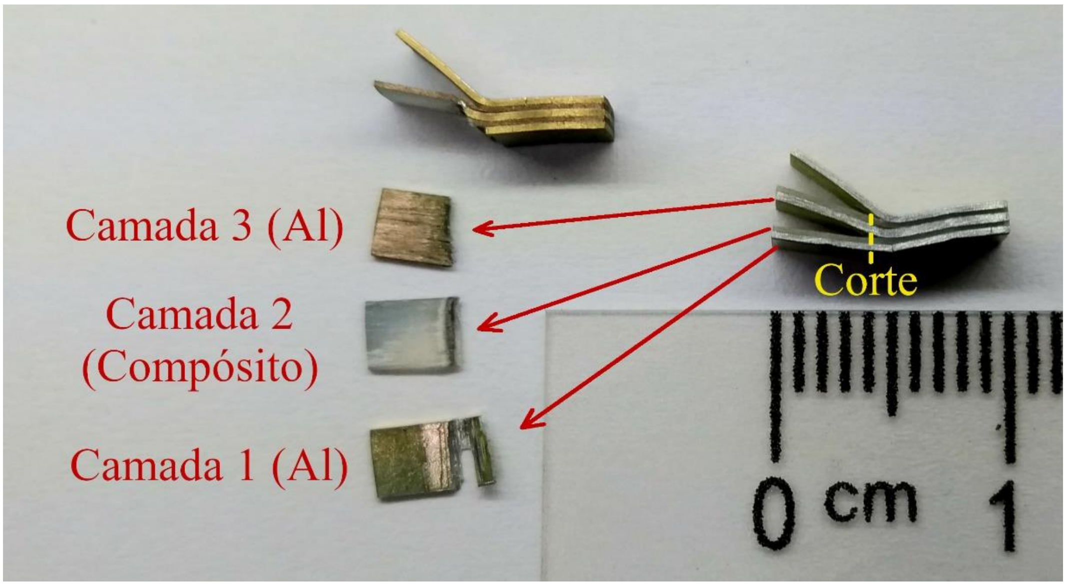

Figura 23: Esquema de preparação das amostras para fractografia.

4. Resultados

4.1. Ensaios quase-estáticos

Os resultados obtidos nos ensaios quase-estáticos são mostrados na Tabela 3. Para os corpos de prova longitudinais, o valor de resistência SBS (τ^{SBS}) médio das amostras foi de 81,6 MPa e o desvio padrão foi de 3,0 MPa. Nos ensaios de corpos de prova longitudinais a resistência média foi de 72,5 MPa e o desvio padrão foi de 3,2 MPa.

Tabela 3: Resultados dos testes quase-estáticos.

Longitudinal		Transversal
$\tau^{SBS}(MPa)$	$\tau^{SBS}(MPa)$	$\tau^{SBS}(MPa)$
80,7	80,7	71,0
90,4	81,2	69,6
81,3	79,7	77,0
82,1	78,2	68,9
81,7	79,1	74,5
81,5	82,2	74,0

4.2. Ensaios de fadiga

Os resultados dos ensaios de fadiga são mostrados nas Tabelas 4, 5 e 6. Para os corpos de prova longitudinais, 59 testes resultaram em falha do material e 8 dos testes resultaram em *run-outs*. Nos testes de corpos de prova transversais, 70 testes resultaram em falha do material e 2 testes resultaram em *run-outs*. 6 dos 10 *run-outs* foram testados posteriormente para determinar sua resistência residual. Os valores obtidos de resistência residual são mostrados na Tabela 7. Vale destacar que alguns dos testes apresentam *run-outs* com vidas inferiores ao limite de vida em fadiga proposto (10^6 ciclos) ou falha com número de ciclos superior ao limite. Essas situações ocorreram nos estágios iniciais da caracterização do material, onde o tempo para falha nas condições de carregamento testadas era totalmente desconhecido. Alguns dos testes foram feitos sem o uso de um limite na contagem de número de ciclos ou foram interrompidos antes da falha, de modo a ajustar as condições de carregamento a serem estudadas.

Tabela 4: Resultados dos testes de fadiga de corpos de prova com R=0,1.

<table>
<tr><th colspan="6">R=0,1</th></tr>
<tr><th colspan="3">Longitudinal</th><th colspan="3">Transversal</th></tr>
<tr><th>$\tau_{max}(MPa)$</th><th>Nº de ciclos</th><th>Condição</th><th>$\tau_{max}(MPa)$</th><th>Nº de ciclos</th><th>Condição</th></tr>
<tr><td rowspan="4">60,2</td><td>2350</td><td>Falha</td><td rowspan="5">53,5</td><td>5510</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>2860</td><td>Falha</td><td>3150</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>2360</td><td>Falha</td><td>3500</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>2330</td><td>Falha</td><td>2180</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td rowspan="6">56,0</td><td>10807</td><td>Falha</td><td>2190</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>10050</td><td>Falha</td><td rowspan="5">50,0</td><td>6660</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>10160</td><td>Falha</td><td>8110</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>5010</td><td>Falha</td><td>9940</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>5190</td><td>Falha</td><td>4370</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>5300</td><td>Falha</td><td>19150</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td rowspan="6">52,0</td><td>26321</td><td>Falha</td><td rowspan="5">46,4</td><td>49880</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>21420</td><td>Falha</td><td>35240</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>23270</td><td>Falha</td><td>35320</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>27680</td><td>Falha</td><td>18110</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>23690</td><td>Falha</td><td>42670</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>15770</td><td>Falha</td><td rowspan="7">42,2</td><td>375750</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td rowspan="5">48,0</td><td>35500</td><td>Falha</td><td>35090</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>67260</td><td>Falha</td><td>34130</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>57660</td><td>Falha</td><td>169140</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>68030</td><td>Falha</td><td>84760</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>67900</td><td>Falha</td><td>51015</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td rowspan="6">44,9</td><td>506589</td><td>Falha</td><td>246930</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>135170</td><td>Falha</td><td rowspan="6">39,8</td><td>52430</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>134240</td><td>Falha</td><td>1196900</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>194300</td><td>Falha</td><td>388450</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>186850</td><td>Falha</td><td>726100</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>120880</td><td>Falha</td><td>773060</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td rowspan="3">41,8</td><td>2681190</td><td>Falha</td><td>257090</td><td>Falha</td></tr>
<tr><td>1084960</td><td>Falha</td><td>-</td><td>-</td><td>-</td></tr>
<tr><td>4109660</td><td>Falha</td><td>-</td><td>-</td><td>-</td></tr>
</table>

Tabela 5: Resultados dos testes de fadiga de corpos de prova com R=0,3.

R=0,3					
Longitudinal			Transversal		
$\tau_{max}(MPa)$	Nº de ciclos	Condição	$\tau_{max}(MPa)$	Nº de ciclos	Condição
72,0	2439	Falha	66,9	2858	Falha
	2508	Falha		184	Falha
	1952	Falha		346	Falha
66,9	11321	Falha		118	Falha
	9579	Falha	57,1	3828	Falha
	9434	Falha		6337	Falha
62,9	21002	Falha		5160	Falha
	17026	Falha		21180	Falha
	13580	Falha		66261	Falha
57,7	45133	Falha	51,4	36193	Falha
	43611	Falha		20612	Falha
	47133	Falha		46865	Falha
	59838	Falha		75683	Falha
51,4	390414	Falha		93510	Falha
	379287	Falha	45,7	241015	Falha
	236625	Falha		109063	Falha
	479638	*run-out*		599454	Falha
45,7	1000000	*run-out*		1013194	Falha
	1000000	*run-out*	42,9	302489	Falha
	1000000	*run-out*		1022204	Falha
-	-	-		186173	Falha
-	-	-		294965	Falha
-	-	-		920720	Falha

Tabela 6: Resultados dos testes de fadiga de corpos de prova com R=0,5.

R=0,5					
Longitudinal			Transversal		
$\tau_{max}(MPa)$	Nº de ciclos	Condição	$\tau_{max}(MPa)$	Nº de ciclos	Condição
72,0	2047	Falha	64,0	449	Falha
	1539	Falha		14112	Falha
	5227	Falha		713	Falha
	5316	Falha		2587	Falha
68,0	19085	Falha		9613	Falha
	13665	Falha	60,0	59893	Falha
	10976	Falha		5574	Falha
64,0	35600	Falha		20794	Falha
	160351	Falha		24359	Falha
	239874	Falha		28766	Falha
60,0	494933	Falha	56,0	38661	Falha
	311673	Falha		193672	Falha
	346277	Falha		61099	Falha
	251372	Falha		202153	Falha
56,0	579786	*run-out*		100030	Falha
	1000000	*run-out*	48,0	1437688	Falha
	1000000	*run-out*		1268057	Falha
52,0	991341	*run-out*		1294478	Falha
-	-	-		2257834	Falha
-	-	-	44,0	422994	*run-out*
-	-	-	40,0	1000000	*run-out*

Tabela 7: Resultados dos testes de resistência residual (τ_r).

Longitudinal			
R	$\tau_{max}(MPa)$	Nº de ciclos	$\tau_r(MPa)$
0,3	45.7	1000000	83.4
	45.7	1000000	83.7
	45.7	1000000	75.2
0,5	56.0	579786	81.0
	56.0	1000000	82.9
	52.0	991341	81.1

4.3. Ajuste das curvas S-N

Curvas S-N obtidas através do ajuste de uma função potencial com o objetivo de comparar as diferentes condições de tensão média são mostradas nas Figuras 24 e 25. Os dados foram analisados utilizando as rotinas MATLAB e planilhas desenvolvidas. Os resultados obtidos para os parâmetros de ajuste das curvas seguindo os diferentes modelos são mostrados na Tabela 8 e as curvas S-N obtidas, comparando os modelos propostos em cada condição *R*-orientação são mostrados nas Figuras 26, 27, 28, 29, 30 e 31.

Tabela 8: Parâmetros de ajuste das curvas S-N.

R		Sendeckyj								Whitney			ASTM	
		Com estático				Sem estático								
		αf	β	C	S	αf	β	C	S	1/k	αf	τ_0	τ_0	1/k
Longitudinal	0,1	28,51	84,84	0,49	0,05	36,53	84,84	0,46	0,05	0,05	2,83	89,86	91,71	0,06
	0,3	30,04	85,10	0,00	0,07	69,36	77,60	0,00	0,07	0,07	5,00	124,35	117,80	0,08
	0,5	28,03	84,73	0,05	0,03	53,29	73,57	0,00	0,04	0,04	2,68	97,73	94,89	0,04
Transversal	0,1	30,90	74,24	0,18	0,05	31,93	86,48	3,15	0,05	0,06	1,70	87,11	86,05	0,07
	0,3	18,35	72,36	0,00	0,06	18,26	66,69	0,00	0,07	0,06	1,12	103,54	108,25	0,08
	0,5	28,99	73,84	0,00	0,05	46,43	64,60	0,00	0,07	0,05	1,38	99,41	97,08	0,05

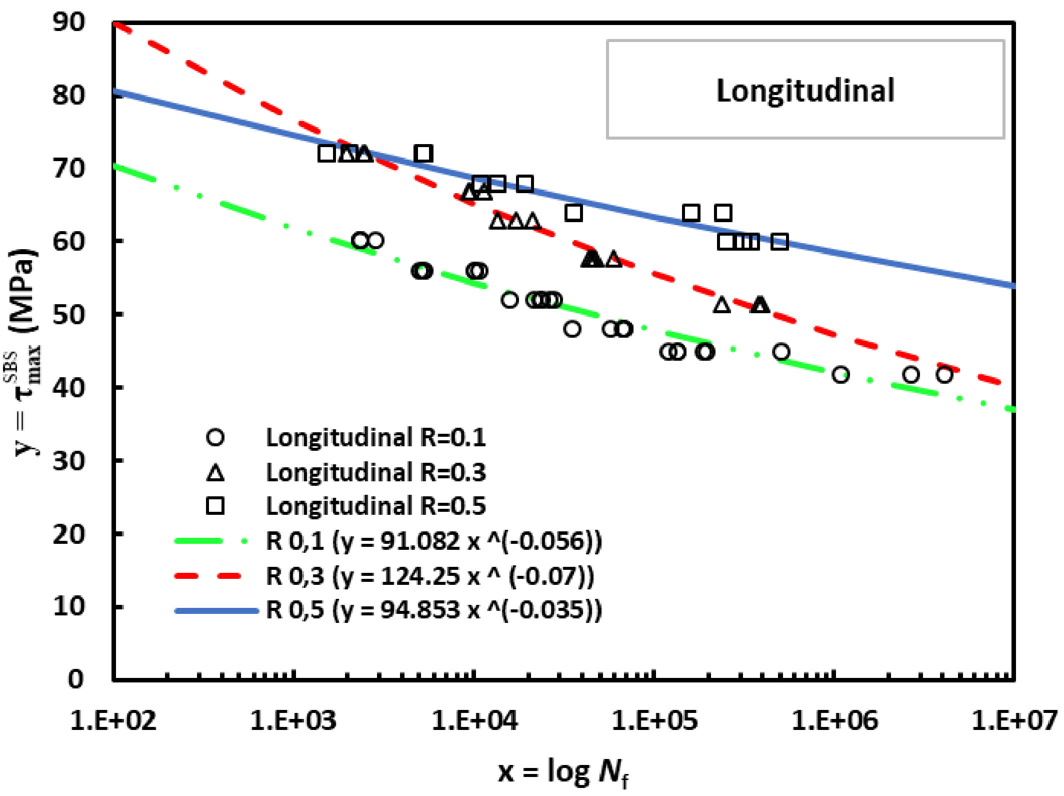

Figura 24: Efeito da tensão média em corpos de prova longitudinais.

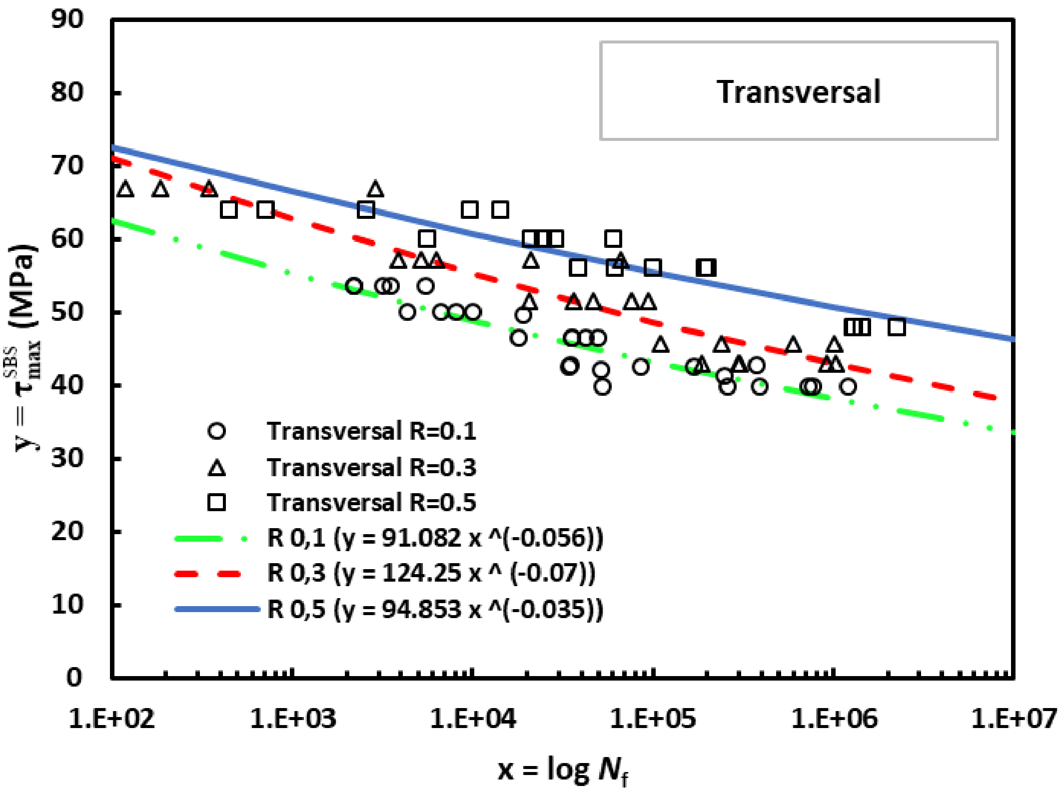

Figura 25: Efeito da tensão média em corpos de prova transversais.

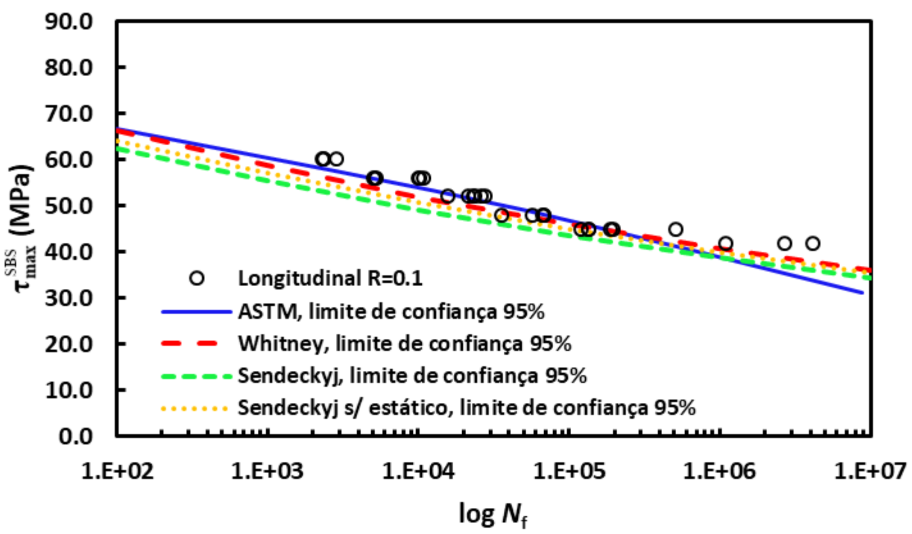

Figura 26: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios longitudinais com R=0,1.

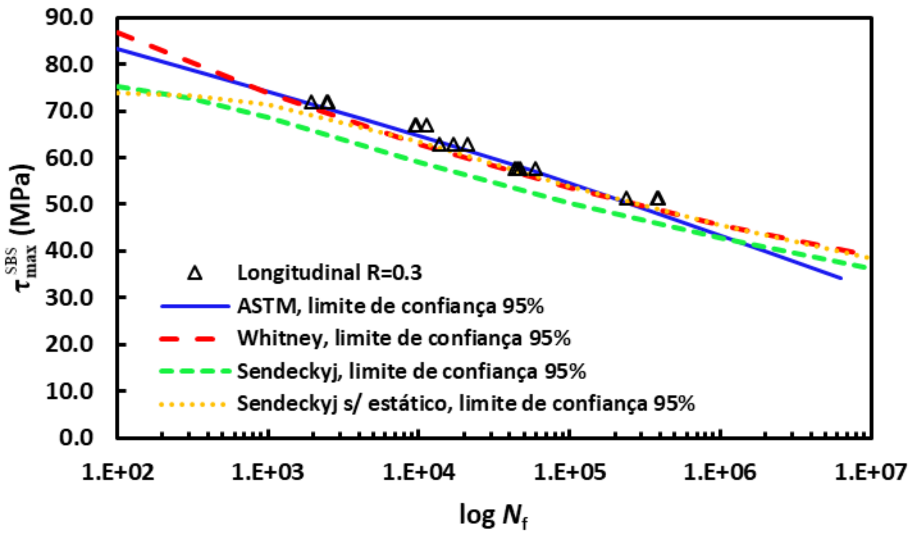

Figura 27: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios longitudinais com R=0,3.

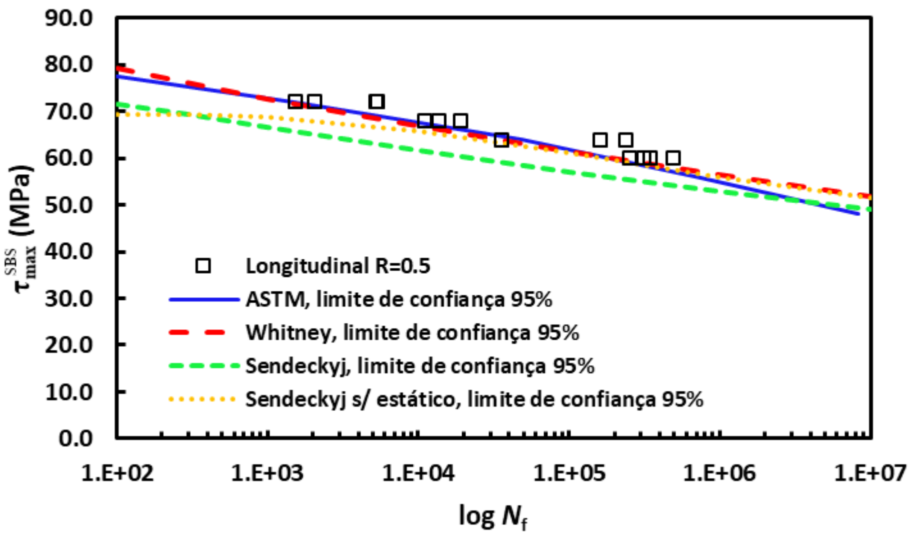

Figura 28: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios longitudinais com R=0,5.

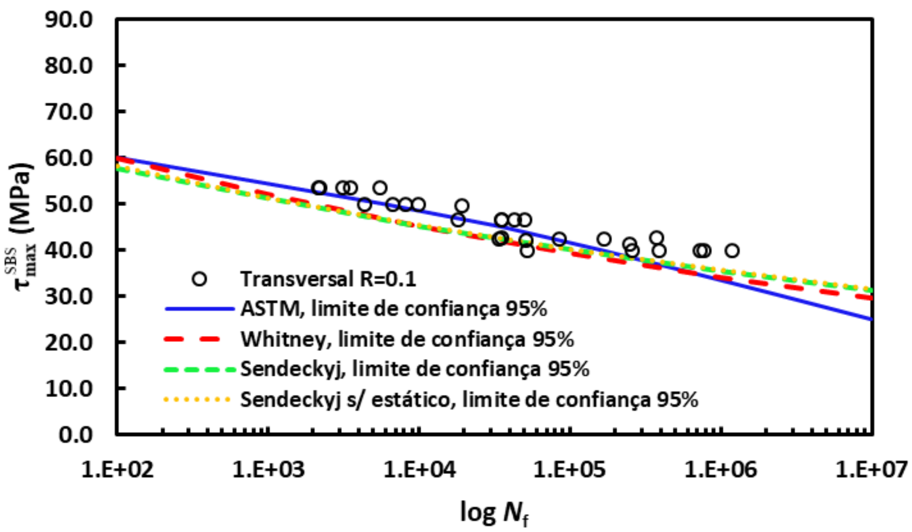

Figura 29: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios transversais com R=0,1.

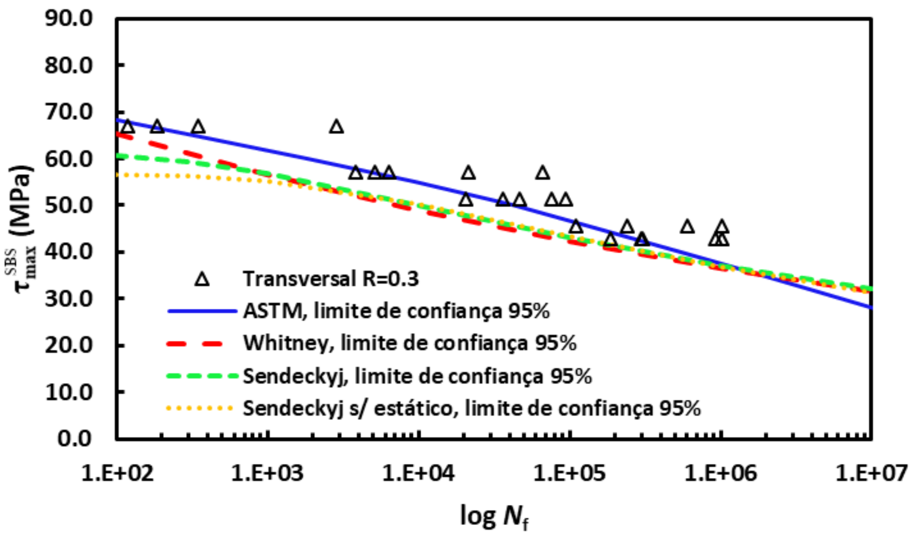

Figura 30: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios transversais com R=0,3.

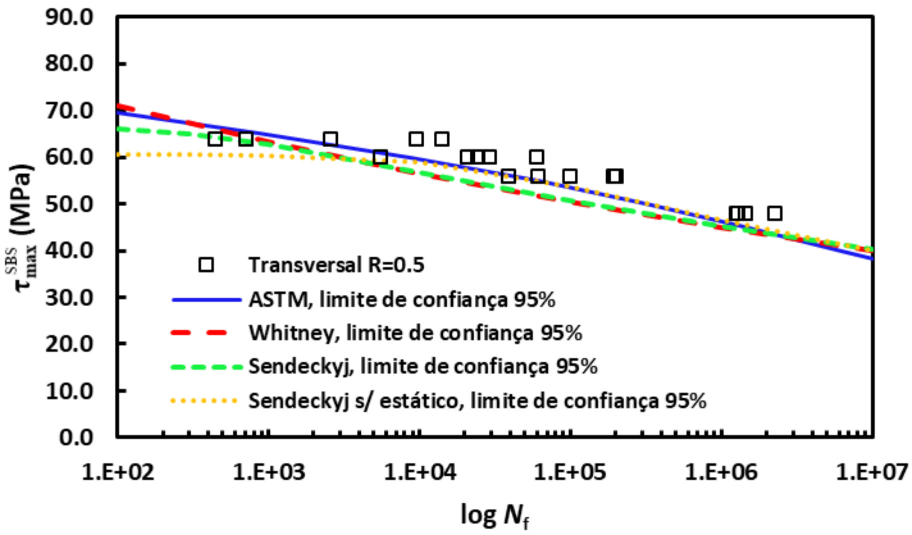

Figura 31: Curvas S-N com nível de confiança de 95% para ensaios transversais com R=0,5.

4.4. Fractografias

Uma análise macroscópica comparativa quanto ao modo falha presente nas amostras de diferentes orientações, sujeitas ao mesmo *R* e níveis de tensão semelhantes, (Figura 32) mostrou que as amostras de orientação longitudinal apresentaram predominantemente delaminações, apresentando em alguns casos trincas na camada de alumínio próximo ao meio das amostras, enquanto as amostras transversais apresentaram uma mistura de dano intralaminar e interlaminar.

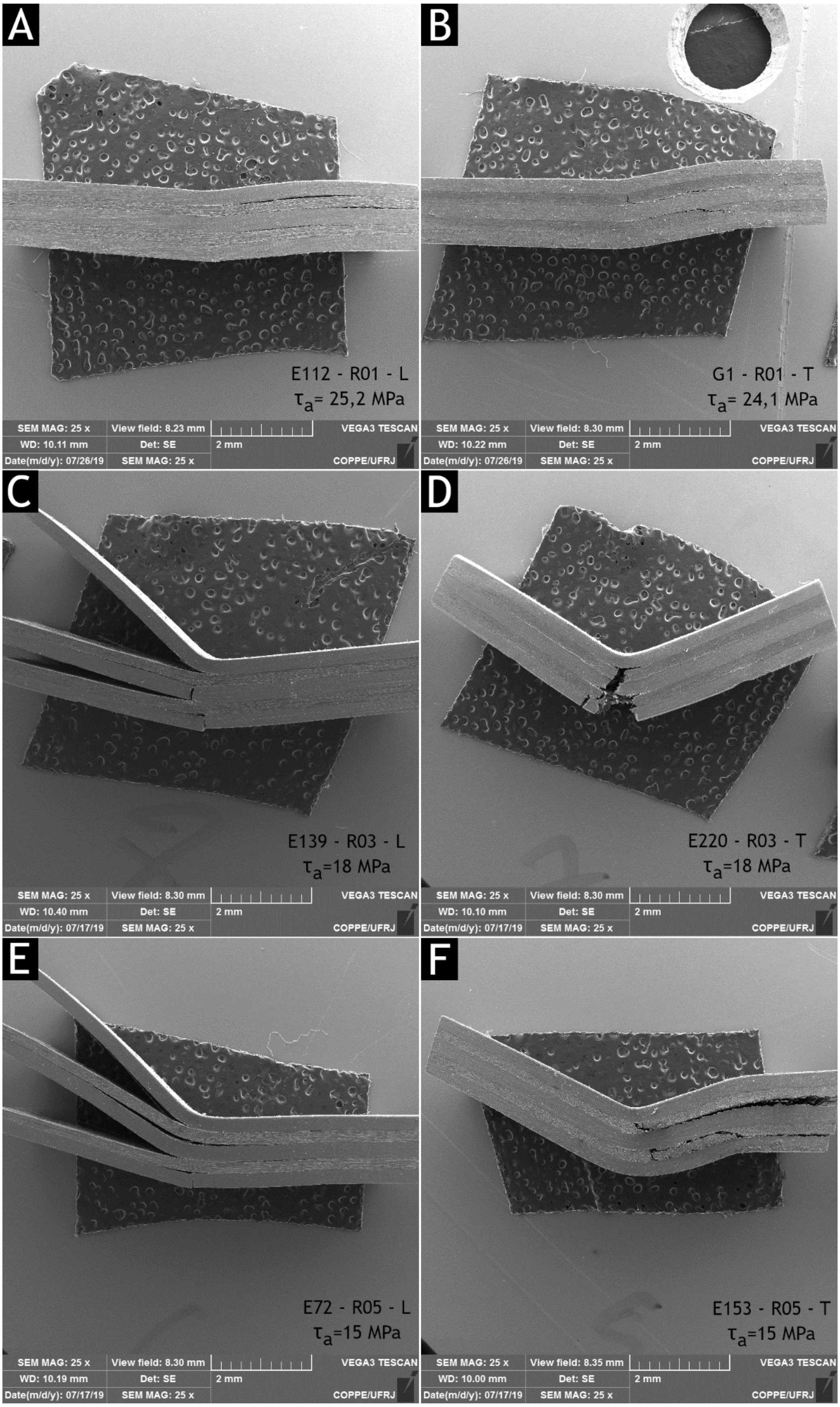

Figura 32: Comparativo entre mecanismos de falha presentes nos corpos de prova longitudinais e transversais para os diferentes *R*.

Os corpos de prova sujeitos a *R*=0,1 (Figura 32-(A) e (B)) apresentaram menor deflexão, quando comparados as outras condições. Para *R*=0,1, na orientação longitudinal foi observado a presença de uma trinca na camada inferior de alumínio, próximo ao meio do corpo de prova (Figura 33-(A)) e delaminações em diversas camadas (Figura 33-(B)). Na orientação transversal há uma trinca intralaminar na camada superior de material compósito (Figura 33-(C)) e uma pequena trinca na camada inferior de alumínio (Figura 33-(E)), ambas região central do corpo de prova. Também é possível observar a presença de delaminações em diversas camadas, com crescimento pela interface compósito/alumínio, principalmente na região central (Figura 33-(C)), ou com mudanças no plano de propagação da trinca, dando origem a dano intralaminar (Figura 33-(D)).

No corpo de prova sujeito a *R*=0,3 na orientação longitudinal (Figura 32-(C)) houve formação de trincas nas camadas inferior e média de alumínio, além da presença de delaminações em múltiplas camadas. No corpo transversal (Figura 32-(D)) houve dano interlaminar (regiões esbranquiçadas entre as camadas), dano intralaminar e trincas nas camadas inferior e média de alumínio, na região central.

No corpo de prova de orientação longitudinal sujeito a *R*=0,5 (Figura 32-(E)) houve a formação de uma trinca na camada inferior do corpo de prova, na região central, e delaminações em múltiplas camadas. No corpo de prova transversal (Figura 32-(F)) ocorreram delaminações em múltiplas camadas com aspecto mais irregular, quando comparadas as delaminações do corpo de prova longitudinal (aspecto liso). Há também presença de dano intralaminar na região central do corpo de prova, e na região de apoio do rolete inferior.

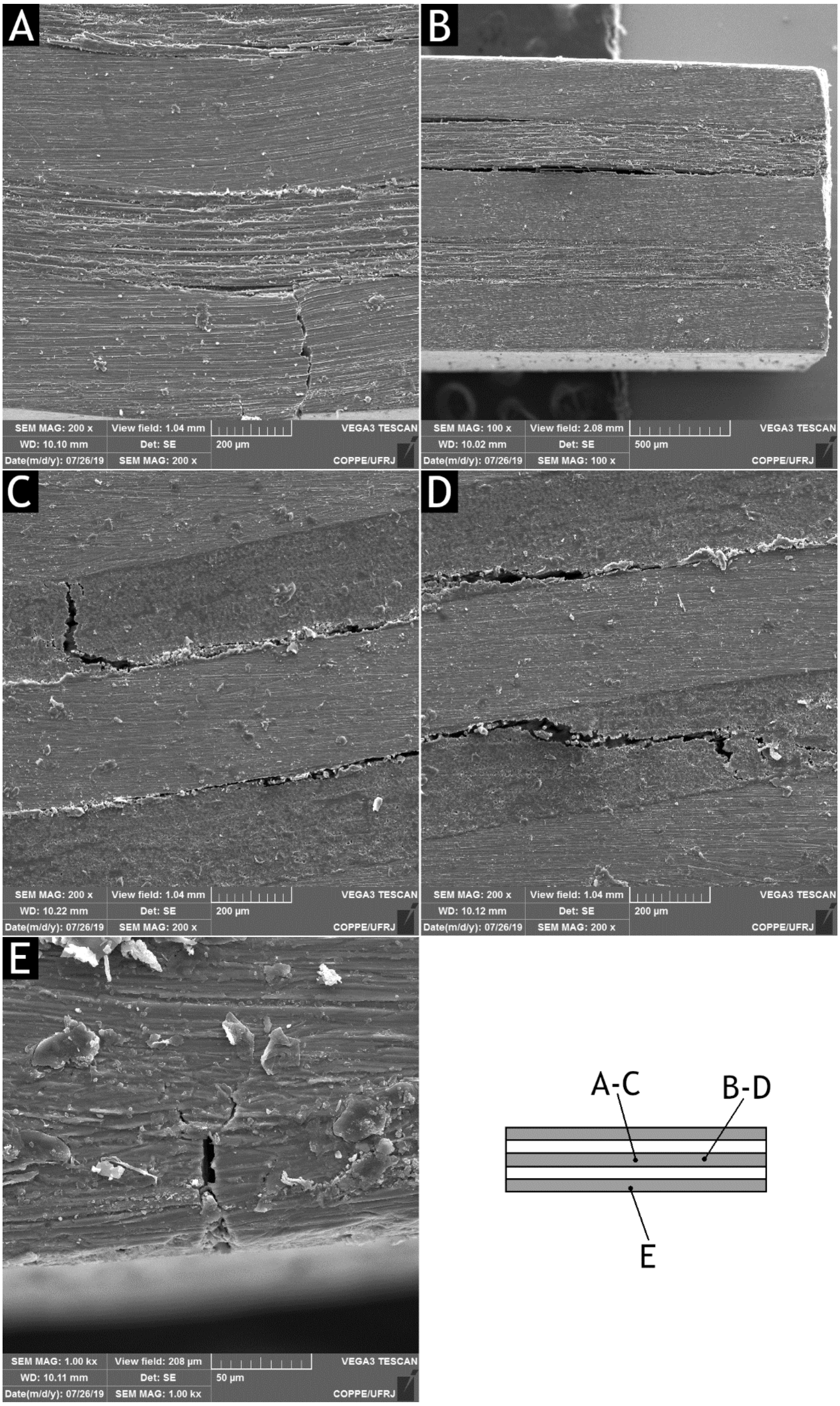

Figura 33: Detalhe do comparativo entre modos de falha de corpos de prova com R=0,1: (a) corpo de prova longitudinal (τ_a = 25,2 MPa) e (b) corpo de prova transversal (τ_a = 24,1 MPa).

As superfícies de falha de corpos de prova transversais das camadas 1 e 3 são apresentadas nas Figuras 34 e 35. Em ambas as imagens pode-se observar uma região de transição entre uma região (A) com aspecto mais limpo e uma região (B) com grande presença de detritos (fibras partidas e fragmentos de resina). Comparando as superfícies das camadas 1 e 3, é possível observar que a superfície da camada 3 apresenta maior quantidade de dano. Na camada 3 (Figura 35) é possível ainda observar uma mudança no plano da trinca (indicado pelas setas).

A superfície de falha de corpos de prova longitudinais com R=0,1 é mostrada na Figura 36, com R=0,3 nas Figuras 37 e 38 e com R=0,5 nas Figuras 39 e 40. Todas as fractografias foram realizadas observando o lado da falha dominado pelas fibras, com exceção da Figura 38, onde foi observado o lado dominado pela matriz. Em todas as fractografias é possível observar uma sutil diferença no aspecto das regiões (A) (mais rugoso) e (B) (desgastado e sujo), sendo possível delimitar claramente uma região de transição na Figura 38.

Na superfície de falha das Figuras 37, 38 e 39 foi encontrada uma grande quantidade de vazios no material, indicados por setas em (A) e (B). Em todas as superfícies de falha foram encontrados *cusps*, indicados pelas setas em (C). Nas Figuras 36, 37, 38 e 40 observa-se a presença de *rollers* em (D). Na Figura 39 (D) foram encontrados *cusps* deteriorados.

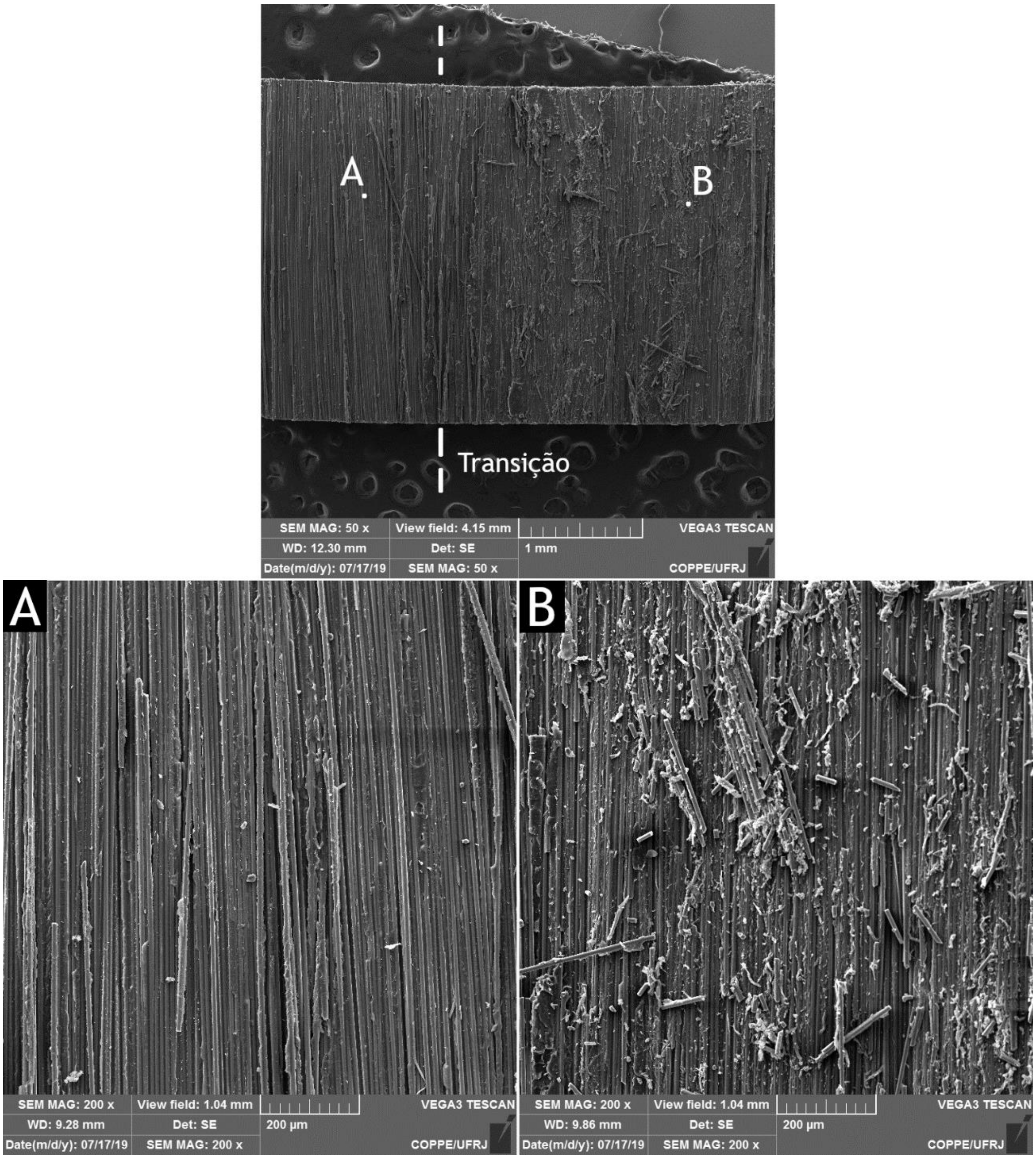

Figura 34: Superfície de falha da camada 1 de um corpo de prova transversal com *R*=0,5 (τ_a = 15 MPa).

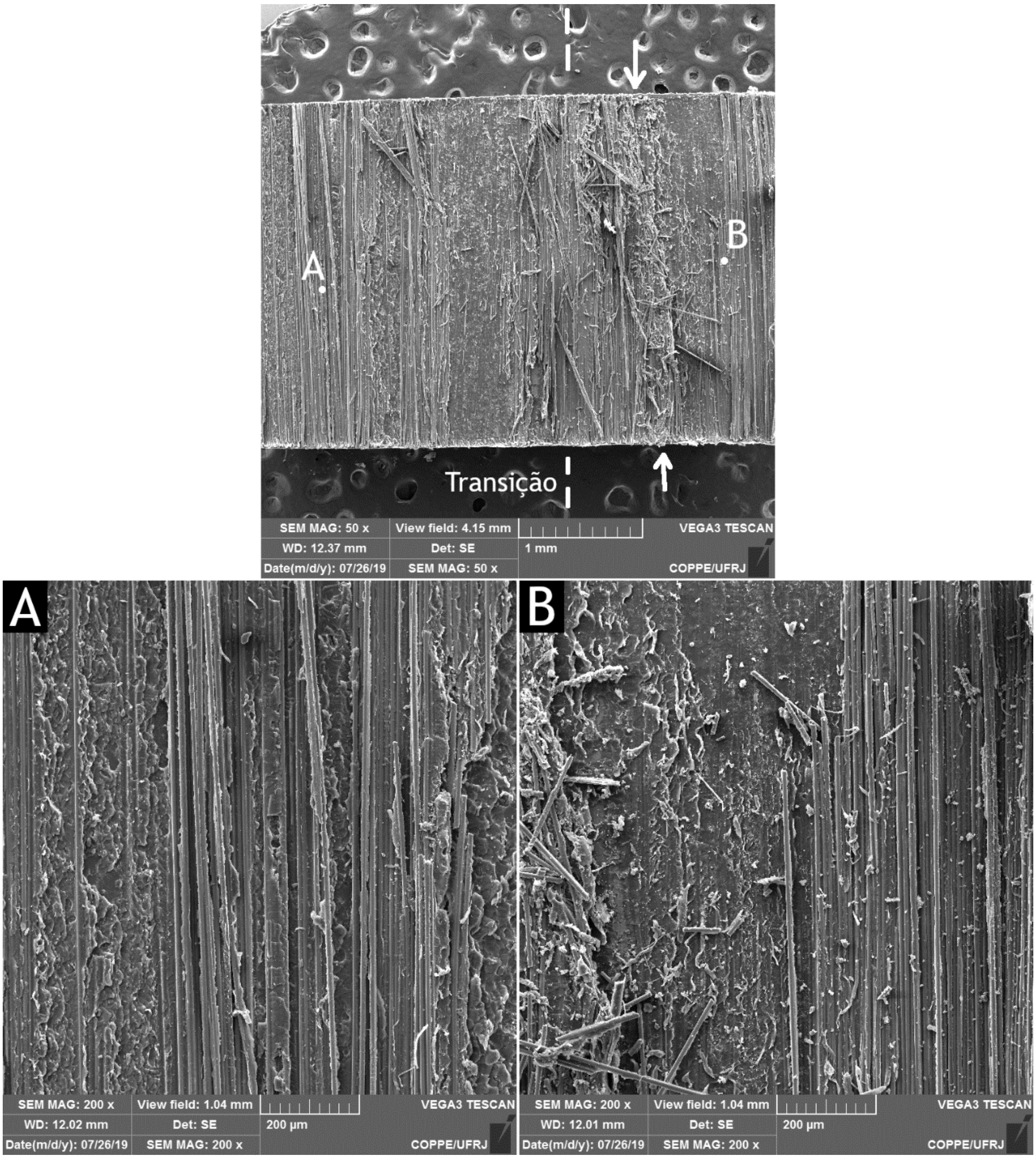

Figura 35: Superfície de falha da camada 3 de um corpo de prova transversal com *R*=0,3 (τ_a = 18 MPa). As setas indicam uma mudança no plano da trinca.

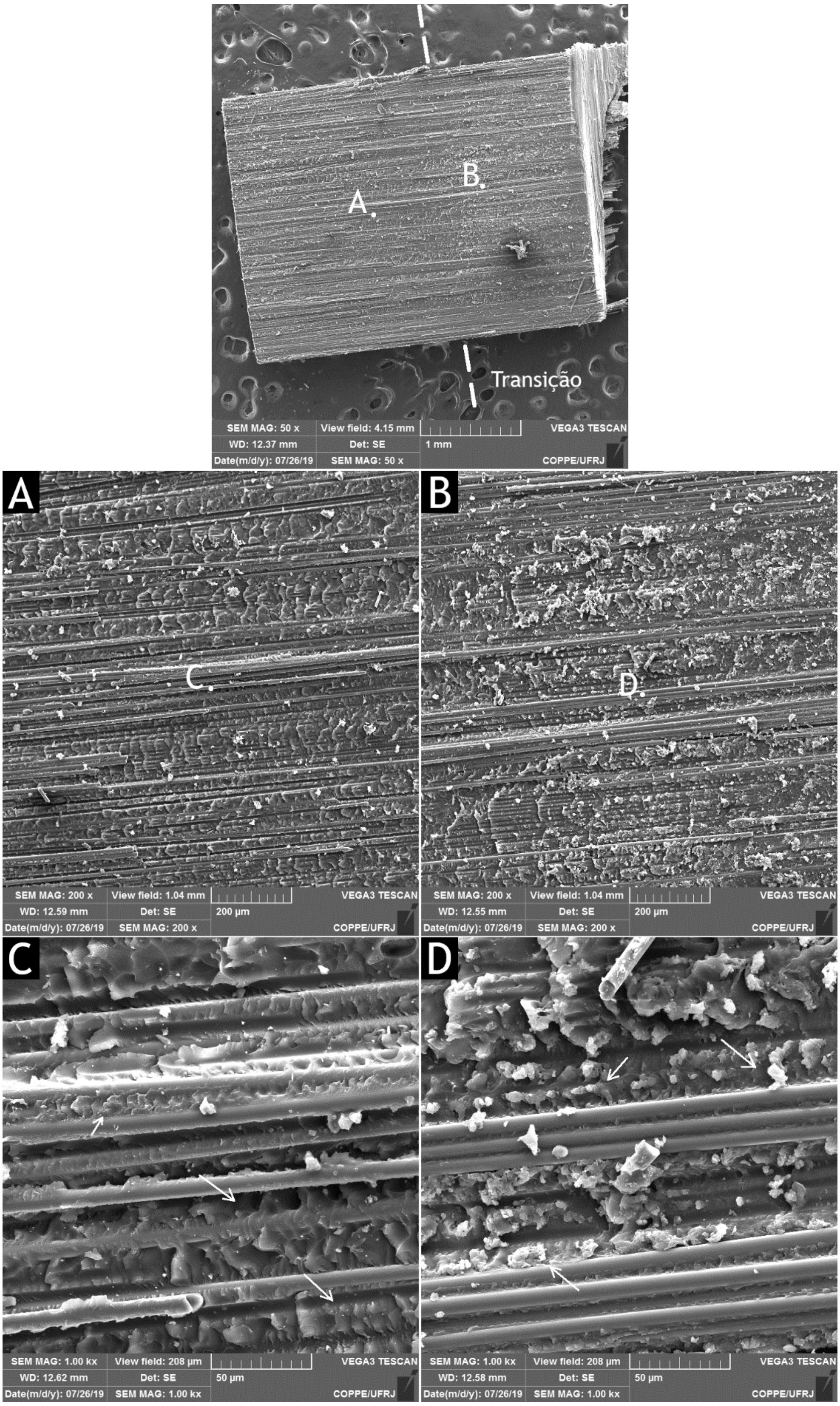

Figura 36 Superfície de falha da camada 3 de um corpo de prova longitudinal com R=0,1 (τ_a = 23,4 MPa). As setas indicam a presença de *cusps* (C) e *rollers* (D).

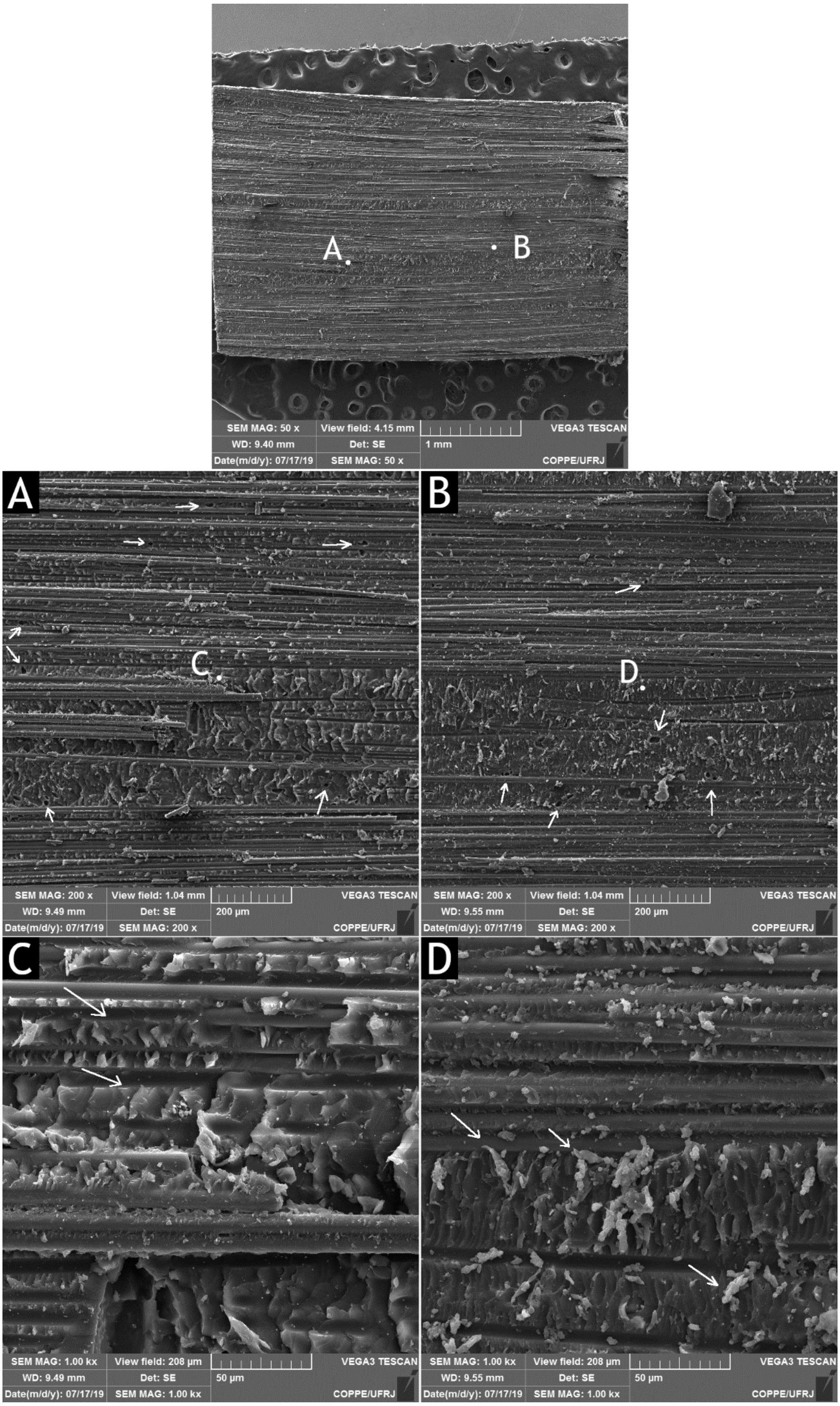

Figura 37: Superfície de falha da camada 1 de um corpo de prova longitudinal com *R*=0,3 (τ_a = 18 MPa). As setas indicam a presença de vazios (A e B) e a presença de *cusps* (C) e *rollers* (D).

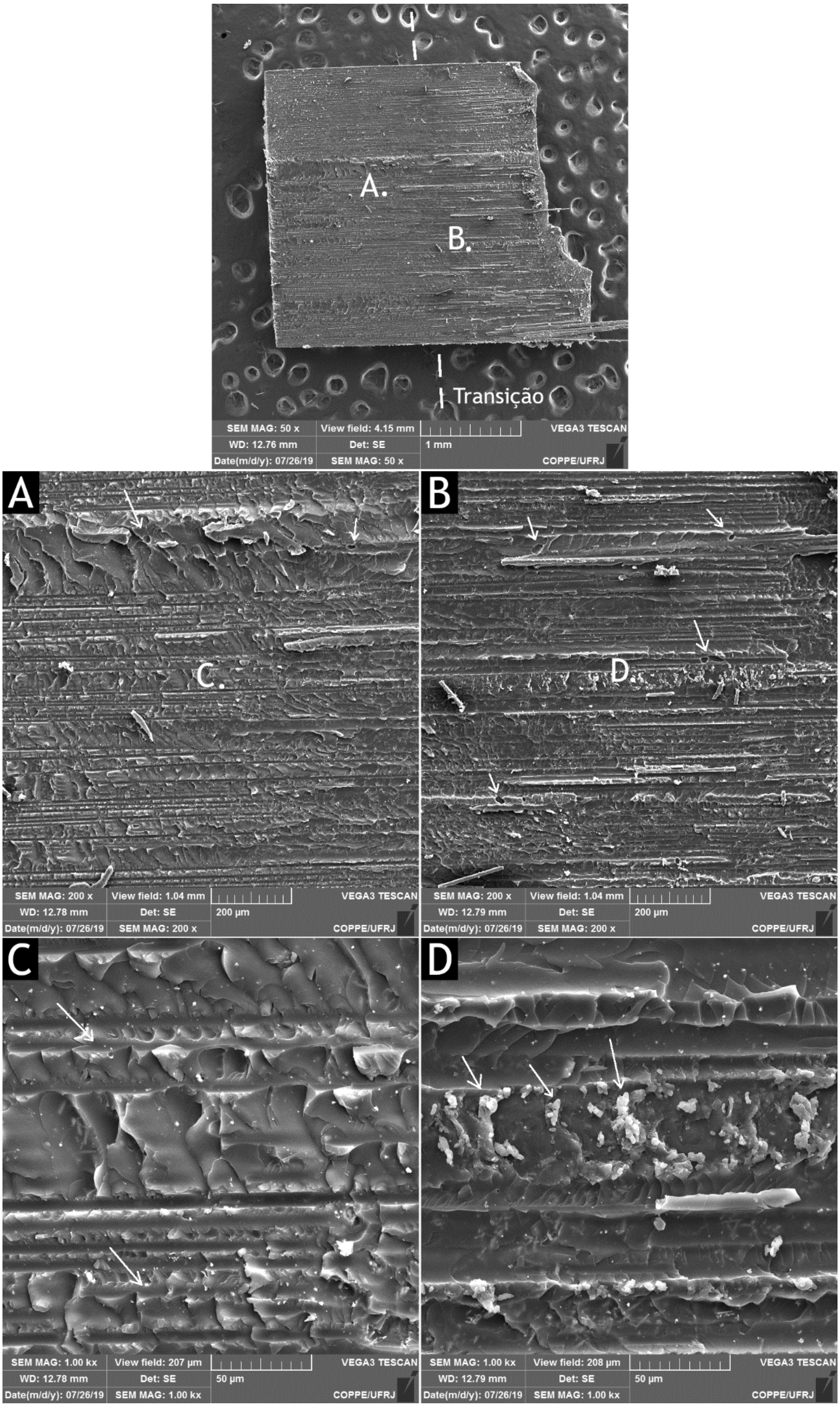

Figura 38 Superfície de falha da camada 3 de um corpo de prova longitudinal com *R*=0,3 (τ_a = 18 MPa). As setas indicam a presença de vazios (A e B) e a presença de *cusps* (C) e *rollers* (D).

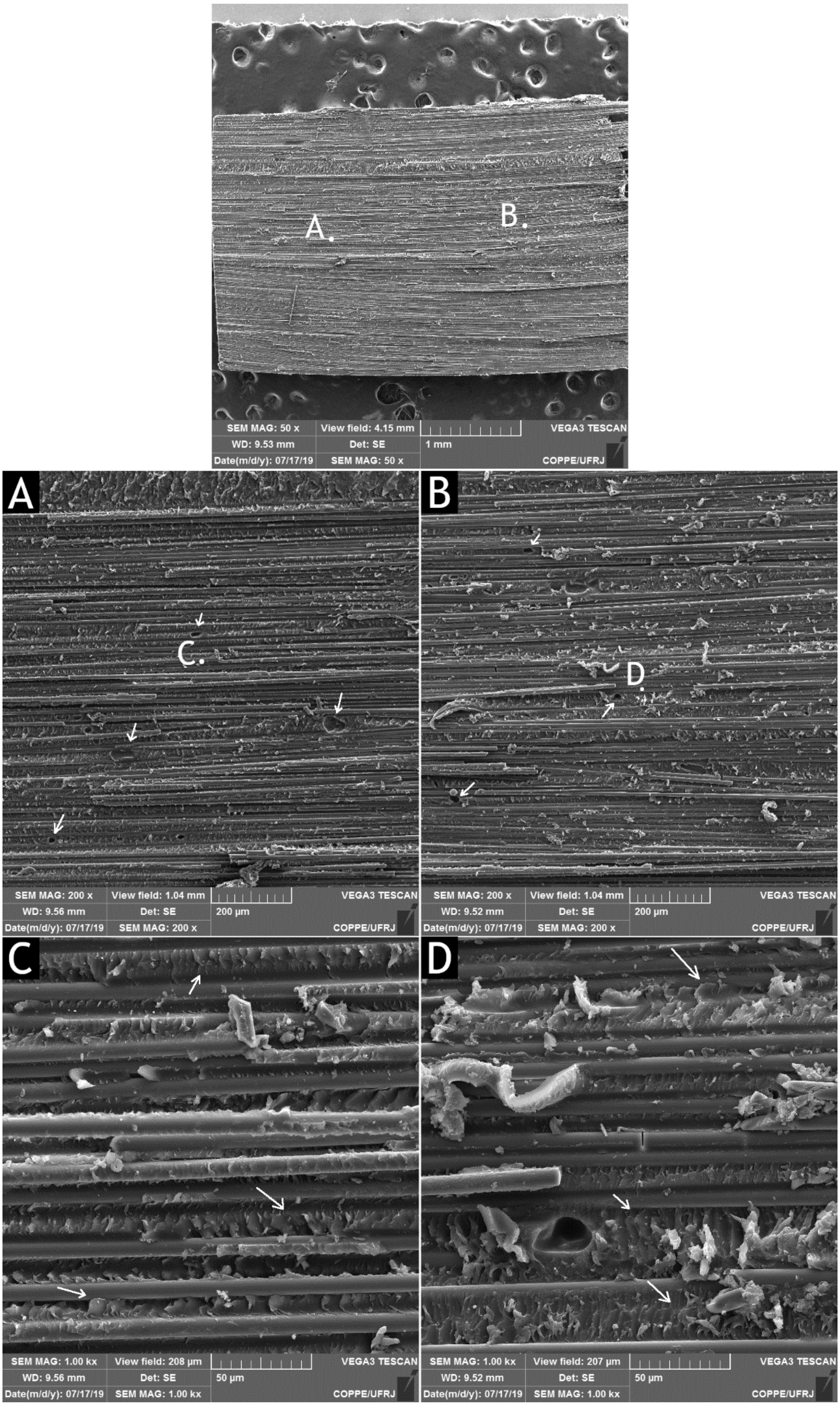

Figura 39: Superfície de falha da camada 1 de um corpo de prova longitudinal com R=0,5 (τ_a = 15 MPa). As setas indicam a presença de vazios (A e B) e a presença de *cusps* (C) e *cusps* deteriorados (D).

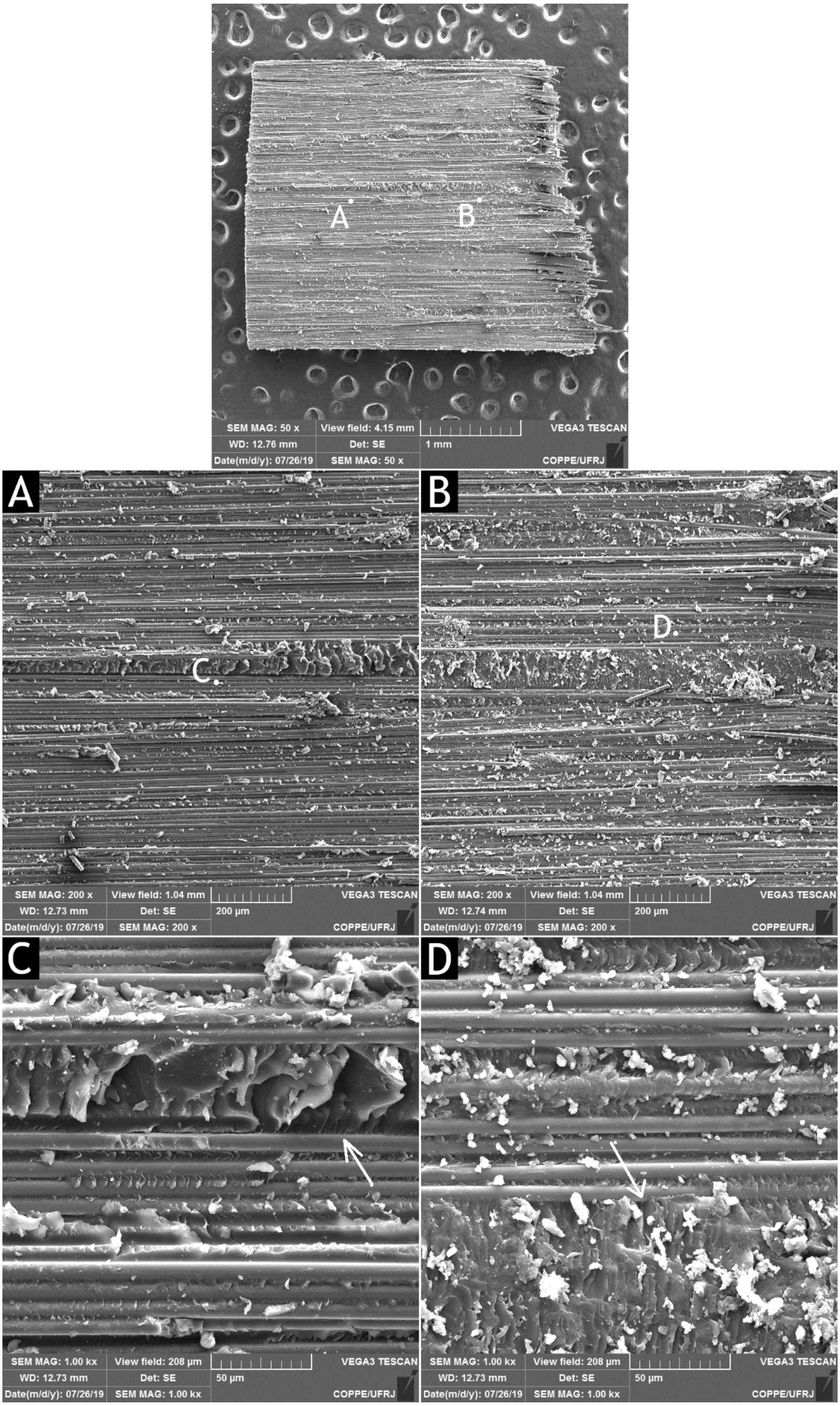

Figura 40: Superfície de falha da camada 3 de um corpo de prova longitudinal com *R*=0,5 (τ_a = 15 MPa). As setas indicam a presença de *cusps* em (C) e *rollers* em (D).

5. Discussão

5.1. Avaliação das metodologias

As metodologias de Whitney e Sendeckyj foram avaliadas utilizando resultados disponíveis na literatura [3, 18, 38–41]. A metodologia de Sendeckyj mostrou ser de difícil implementação e foram observadas algumas limitações:

- A metodologia mostrou ser sensível a presença de *outliers* (dados muito discrepantes), levando a grandes diferenças na estimativa do parâmetro *S* (inclinação da curva), como pode ser observado na Figura 41, e fazendo necessário um tratamento prévio de correção ou exclusão desse tipo de dado.

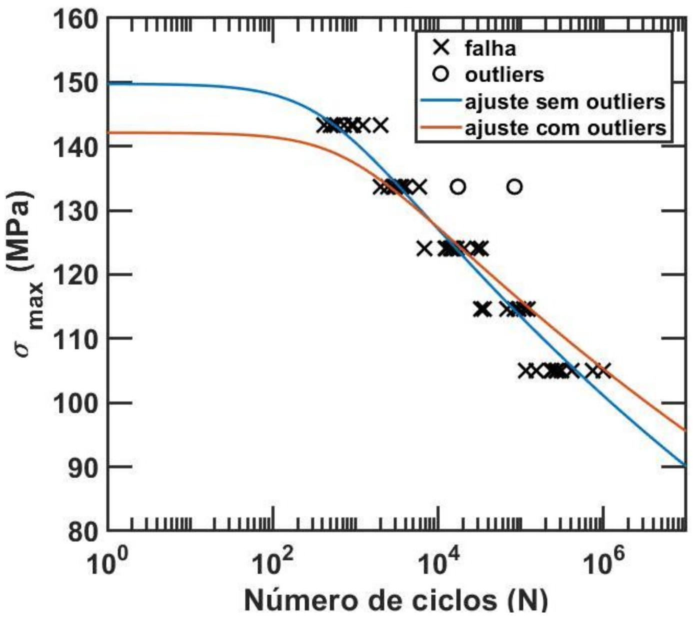

Figura 41: Influência de *outliers* no ajuste da curva S-N pelo método de Sendeckyj. Série de dados de Lee *et al*.[41]

- Para um bom ajuste do modelo, é necessária a presença de dados estáticos e/ou da região inicial da curva S-N. O algoritmo de ajuste do método busca maximizar o fator de forma e na ausência de dados estáticos e/ou de baixo ciclo, o parâmetro *C* apresenta pouca influência no valor do fator de forma α_f na região do máximo global, tornando difícil determinar esse parâmetro com exatidão. Esse efeito fica claro quando é gerada uma superfície α_f em função dos parâmetros de ajuste do modelo *C* e *S* (Figura 42). A superfície gerada para um conjunto de dados sem dados estáticos (Figura 42-(b)) apresenta uma forma assintótica, com o valor de α_f variando levemente com uma mudança em *C,* e uma estreita região contendo um ponto de máximo. Com o uso de dados estáticos, essa região de máximo se torna maior (Figura 42-(a)), tornando mais fácil a detecção do ponto máximo. Possíveis erros podem ser cometidos ao estimar o parâmetro C caso a malha de pontos usados para localizar o máximo não seja pequena o suficiente para detectar o ponto de máximo.

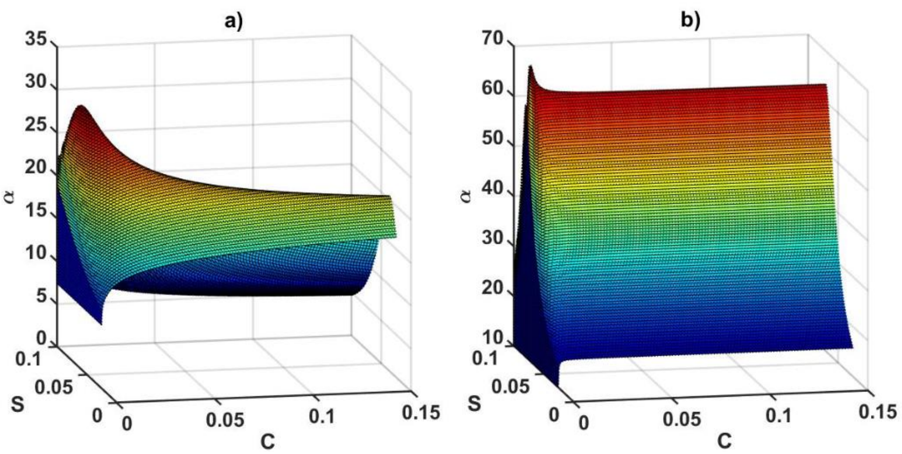

Figura 42: Influência de dados estáticos na determinação do parâmetro C. Superfície de ajuste gerada a partir do conjunto de dados do teste longitudinal com R=0,3: (a) com dados estáticos e (b) sem dados estáticos.

- Os valores obtidos em comparação com os resultados da literatura apresentaram alguma variação, possivelmente devido a precisão numérica e ao algoritmo utilizado para a maximização do fator de forma α_f.

A metodologia de Whitney mostrou ser de mais fácil implementação que a de Sendeckyj. Uma limitação observada é que são necessários pelo menos 2 dados de falha por nível de tensão para que o algoritmo possa ser aplicado. Caso haja menos que 2 dados de falha para um nível de tensão, mesmo que existam *run-outs*, o nível de tensão deve ser desconsiderado. Os valores obtidos aplicando essa metodologia foram bem próximos dos resultados encontrados na literatura.

As observações realizadas para as duas metodologias estão de acordo com o observado por Nijssen *et al.* [42].

5.2. Comparação dos modelos

Uma comparação entre os diferentes modelos mostra que a metodologia ASTM se apresenta como sendo o modelo menos conservador entre os estudados. A curva com 95% apresenta uma quantidade significativa de dados abaixo da curva, região considerada como segura ou de não-falha em uma situação de projeto, podendo levar uma situação de falha prematura da peça ou estrutura que está sendo projetada. Outra observação é que o modelo não apresenta um bom ajuste para os dados na região de alto ciclo, tendendo a ser muito conservador para esses casos. Vale ressaltar que essa metodologia é indicada para o ajuste estatístico de dados em fadiga em que a relação S-N é linear [16], o que pode não ser válido para essa série de dados.

As metodologias de Whitney e Sendeckyj, por outro lado, são mais conservadoras, sobretudo em conjuntos de dados com maior dispersão, como por exemplo os testes transversais (veja Figuras 29, 30 e 31). Para conjuntos de dados com baixa dispersão, a metodologia de Whitney parece descrever bem os resultados, com curva semelhante à obtida pelo método ASTM, porém com melhor ajuste aos dados da região de alto ciclo (veja Figura 26).

A metodologia de Sendeckyj apresentou grande diferença nas curvas obtidas com e sem o uso dos dados quase estáticos, principalmente nos conjuntos de dados com baixa dispersão (veja Figura 28). Sem o uso de dados quase-estáticos foram obtidas curvas menos conservadoras, com ajustes semelhantes aos obtidos com o método de Whitney. As curvas obtidas nas duas metodologias se diferenciam na parte inicial da curva, sendo observada uma tendência nos ajustes de Sendeckyj em assumir uma espécie de patamar nessa região (veja Figura 27). Isso pode ser explicado pela dificuldade em estimar o parâmetro C, conforme discutido anteriormente. Esse resultado é controverso uma vez que a determinação dos parâmetros é melhor executada utilizando dados estáticos, porém isso não levou ao melhor ajuste dos dados.

A comparação entre os 3 modelos não apresentou convergência na região de extrapolação de dados, tanto para região de baixo quanto para a região de alto ciclo, indicando que a extrapolação de dados para essa situação talvez não seja confiável com os modelos estudados.

5.3. Efeito da tensão média

As curvas S-N comparando as diferentes condições de tensão cisalhante interlaminar média (Figuras 24 e 25) mostraram que a condição R=0,1 é mais crítica, tanto para a orientação transversal, quanto para a orientação longitudinal. Nessa condição há uma diminuição significativa na vida em fadiga quando comparada as condições R=0,3 e R=0,5. Esse efeito pode ser justificado pela maior amplitude de tensão aplicada na condição R=0,1. Nos testes com orientação longitudinal (Figura 24) é possível observar que para R=0,3 a curva apresenta maior inclinação, indicando que essa pode ser uma condição em que há uma maior taxa de dano no material. O mesmo efeito de aumento na inclinação da curva para R=0,3 pode ser observado para as curvas obtidas para testes na orientação transversal (Figura 25), porém com menor intensidade. Comparando as duas orientações do material, surge que o material usado apresenta anisotropia na sua resposta a este tipo de fadiga. O comportamento é similar ao observado em fadiga por tensões normais em vários compósitos elásticos ortotrópico laminados de polímeros reforçados por fibras [43].

O efeito da anisotropia no comportamento a cisalhamento interlaminar também pode ser observado pela maior dispersão observada nos teste transversais (compare Figuras 24 e 25). Os parâmetros obtidos nos ajustes realizados através do método de Whitney e de Sendeckyj (sem estáticos) também podem ser um indicativo da dispersão (veja Tabela 8). Os ajustes mostram que os valores obtidos para o fator de forma da distribuição de Weibull foram maiores para os dados longitudinais, quando comparando séries de dados de um mesmo R. Valores maiores do fator de forma da distribuição de Weibull estão relacionados a distribuições mais estreitas, ou seja, com menor dispersão [44].

Os resultados dos ensaios para determinar a resistência residual dos *run-outs* obteve resultados semelhantes aos resultados dos testes quase-estáticos (compare Tabelas 3 e 7). Isso pode ser um indicativo de que não foi gerado dano suficiente nas condições de carregamento e duração de ensaio para que houvesse diminuição significativa na resistência residual do material.

5.4. Fractografias

As fractografias dos danos superficiais de corpos de prova longitudinais e transversais (veja Figura 32) mostram que as amostras transversais apresentaram uma combinação de dano inter e intralaminar. Uma observação mais cuidadosa mostrou que o dano interlaminar nas amostras transversais ocorreu tanto pela interface da camada de alumínio/compósito de epóxi reforçado com fibras de vidro (Figura 33-(b)), quanto próximo a ela, caminhando por entre as fibras, enquanto nos corpos de prova longitudinais o dano foi somente interlaminar, bem próximo a interface. Essa observação é reforçada pela grande quantidade de detritos (fragmentos de resina e fibras deslocadas) observados nas fractografias de corpos de prova transversais e pela ausência de fibras na superfície de falha na Figura 38, indicando que nos corpos de prova longitudinais a trinca se propagou pela região rica em resina próxima a interface, além da mudança no plano da trinca observada na Figura 35.

Apesar da presença de danos interlaminares e de trincas nas camadas de alumínio em diversos testes, todos foram considerados válidos. Conforme observado em estudos anteriores [35], o dano primário foi causado por delaminações que levaram à perda de rigidez e mudanças no estado de tensão, possibilitando a formação de outros tipos de dano nos estágios finais da vida do material.

Comparando as fractografias das camadas 1 e 3 para um mesmo R, foi possível observar uma maior quantidade de dano na camada 3 (compare Figuras 34 e 35), o que evidencia a maior magnitude das tensões cisalhantes no plano médio do corpo de prova. Nos corpos de prova longitudinais, foi possível ainda observar que para o caso de R=0,5 houve predominância de *cusps* deteriorados para a camada 1 e predominância de *rollers* na camada 3, indicando de que na camada 1 pode ter ocorrido fratura de modo misto (modo I/modo II), com modo II dominante, evidenciado pela ausência estruturas características de modo e pelo aspecto limpo das fibras. Na fadiga de modo misto (I/II) ocorre a diminuição do tamanho e da quantidade de *rollers* a medida que a proporção de modo I aumenta [29, 31, 32]. Apesar de não terem sido encontradas estruturas características de modo I, a presença de alguma proporção de modo I na camada 1 se justifica pelo estado complexo de tensões de uma viga em flexão (veja Figura 7), principalmente quando cargas mais elevadas são aplicadas.

As diferenças das morfologias encontradas em regiões de uma mesma camada é um indicativo da mudança no tipo de falha (fadiga-estático) relacionada a falha final do material, conforme apresentado na literatura [29]. A mudança do aspecto da superfície (veja Figura 40) nos pontos (A) (superfície rugosa) e (B) (superfície desgastada e com grande quantidade de detritos) indica que entre essas regiões ocorreu a falha final do material, sendo possível delimitar essa região de transição nas Figuras 34, 35, 36 e 38. A presença de *cusps* (veja Figura 37 (C)), morfologias características de falha estática em modo II, indica a região de falha por sobrecarga e a presença de *rollers* (veja Figura 37 (D)), característicos de falha em modo II por fadiga, indica a região onde ocorreram os últimos ciclos que precedem a falha final.

A presença de morfologias características de dano por modo II (*cusps* e *rollers*), além da ausência estruturas características de modo I, sobretudo nas superfícies de falha da camada 3, são um indicativo de que a metodologia SBS é uma metodologia representativa para o estudo de fadiga em modo II em materiais compósitos laminados.

Não foram encontrados indícios da região onde ocorreu a nucleação do dano. O início da delaminação pode ter ocorrido em uma região diferente da analisada ou os indícios podem ter sido completamente destruídos devido ao atrito entre as superfícies de falha ao longo do processo de fadiga, conforme discutido por Greenhalgh [29]. Um fator que contribui para a segunda hipótese é que ocorre mudança no estado de tensões presente no corpo de prova à medida que a trinca cresce [35], contribuindo para o desgaste das superfícies de falha superfícies.

6. Conclusão

A partir da análise e da discussão dos resultados obtidos neste trabalho podem ser tiradas as seguintes conclusões:

- A metodologia ASTM apresenta um ajuste pouco conservador dos dados analisados, sendo pouco indicada para situações de projeto.
- As metodologias de Whitney e Sendeckyj apresentaram um ajuste conservador dos dados, sobretudo em conjuntos de dados com maior dispersão, podendo levar ao projeto de estruturas superdimensionadas.
- A metodologia de Sendeckyj apresenta uma série de limitações que tornam difícil uma boa implementação do modelo.
- Das condições de carregamento testadas, a condição com R=0,1 apresentou a menor vida em fadiga, sendo considerada a mais crítica.
- Os resultados de resistência residual não apresentaram diminuição quando comparados aos resultados dos testes quase-estáticos, indicando que não houve quantidade significativa de dano nas amostras testadas.

- As fractografias mostram a presença de estruturas características de falha por modo II tanto nas regiões de falha estática quanto nas regiões de dano por fadiga, indicando que o modo dominante de falha foi o modo II.
- A metodologia *Short-Beam Shear* mostrou ser representativa na avaliação de fadiga por modo II em materiais compósitos laminados.

7. Trabalhos futuros

O efeito da tensão média é evidente em regimes de fadiga com tensões normais (T-T, T-C e C-C), conforme discutido anteriormente. Em situações de cisalhamento esse efeito também pode ser estudado em diferentes condições. Para este trabalho foram usadas condições em que o sinal da tensão cisalhante foi mantido o mesmo (+) para todos os testes e não foram observadas mudanças na morfologia das superfícies de falha. Em testes com cisalhamento com sinal reverso (-) são esperados resultados idênticos. Testes acompanhados de fractografias no regime de cisalhamento com reversão (+/-), além de testes adicionais para o regime utilizado (+) podem ajudar a compreender melhor o efeito da tensão média, bem como os mecanismos de dano nesse tipo de material e são de interesse para continuação deste estudo.

Nas fractografias não foram encontrados indícios dos sítios de nucleação das delaminações. Um estudo buscando técnicas de ensaios não destrutivos que permitam a caracterização de descontinuidades no material está sendo realizado. O objetivo desse estudo é compreender melhor a formação de delaminações em laminados GLARE, buscando estudar em que regiões são nucleadas as primeiras trincas.

Não foi possível avaliar o efeito do uso de dados de resistência residual no modelo de Sendeckyj. Para observar esse efeito são necessários mais testes, onde serão gerados *run-outs* propositalmente, a diferentes proporções da vida em fadiga (N/N_f) para uma condição de carregamento estudada anteriormente (vida em fadiga conhecida).

O estudo das superfícies de falha de delaminações geradas durante o fenômeno de *crack bridging* e comparação com as superfícies obtidas nos ensaios realizados também se apresenta como interesse futuro desta pesquisa.

8. Referências Bibliográficas

[1] Pardini LC, Levy Neto F. *Compósitos Estruturais - Ciência e Tecnologia*. 1ª. São Paulo: Blucher, https://www.blucher.com.br/livro/detalhes/compositos-estruturais-1204 (2006).

[2] Hull D, Clyne TW. *An Introduction to Composite Materials*. Cambridge: Cambridge University Press. Epub ahead of print 1996. DOI: 10.1017/CBO9781139170130.

[3] Vassilopoulos AP, Keller T. *Fatigue of Fiber-reinforced Composites*. London: Springer London. Epub ahead of print 2011. DOI: 10.1007/978-1-84996-181-3.

[4] Salkind M. Fatigue of Composites. In: *Composite Materials: Testing and Design (Second Conference)*. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, p. 143–169.

[5] Vlot A, Gunnink JW (orgs). *Fibre Metal Laminates*. Dordrecht: Springer Netherlands. Epub ahead of print 2001. DOI: 10.1007/978-94-010-0995-9.

[6] Johnson W, Masters J, Wilson D, et al. Evaluation of Four Composite Shear Test Methods by Digital Speckle Strain Mapping and Fractographic Analysis. *J Compos Technol Res* 2000; 22: 161–172.

[7] May M, Hallett SR. An assessment of through-thickness shear tests for initiation of fatigue failure. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2010; 41: 1570–1578.

[8] Phillips DC, Scott JM. The shear fatigue of unidirectional fibre composites. *Composites* 1977; 8: 233–236.

[9] Shokrieh MM, Lessard LB. An Assessment of the Double-Notch Shear Test for Interlaminar Shear Characterization of a Unidirectional Graphite/Epoxy under Static and Fatigue Loading. *Appl Compos Mater* 1998; 5: 49–64.

[10] Kotik H, Perez Ipiña J. Frequency effect in short-beam shear fatigue of a glass fiber reinforced polyester composite. *Int J Fatigue* 2016; 90: 116–124.

[11] ASTM WK34935. New Practice for Short Beam Fatigue Response of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates. *ASTM International*, https://www.astm.org/DATABASE.CART/WORKITEMS/WK34935.htm

(acessado 11 de setembro de 2019).

[12] Chen AS, Harris B. Fatigue-induced damage mechanisms in carbon fibre-reinforced plastic composites. *J Mater Sci* 1993; 28: 2013–2027.

[13] Dieter GE, Bacon D. Mechanical metallurgy SI Metric Edition. *Journal of the Franklin Institute*; 273. Epub ahead of print 1988. DOI: 10.1016/S0016-0032(62)91145-6.

[14] Vassilopoulos AP, Manshadi BD, Keller T. Influence of the constant life diagram formulation on the fatigue life prediction of composite materials. *Int J Fatigue* 2010; 32: 659–669.

[15] Vassilopoulos AP. *Fatigue life prediction of composites and composite structures*. Woodhead Publishing Limited. Epub ahead of print 2010. DOI: 10.1533/9781845699796.

[16] ASTM E739-10 (2015). Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ε-N) Fatigue Data. *ASTM Int* 2015; 1–7.

[17] Whitney J. Fatigue Characterization of Composite Materials. *Fatigue Fibrous Compos Mater* 2009; 133-133–19.

[18] Sendeckyj G. Fitting Models to Composite Materials Fatigue Data. In: *Test Methods and Design Allowables for Fibrous Composites*. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, p. 245-245–16.

[19] Tjahjono S. Consequences and challenges of GLARE for structural repair and newly designed fuselage structures, https://repository.tudelft.nl/islandora/object/uuid:183e959c-80e0-41ef-b2ac-b0a245a0e599 (1998).

[20] ASTM D2344 / D2344M 16. Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates. *ASTM Int*. Epub ahead of print 2016. DOI: 10.1520/D2344_D2344M-16.

[21] Timoshenko SP, Goodier JN, Abramson HN. Theory of Elasticity (3rd ed.). *J Appl Mech*. Epub ahead of print 1970. DOI: 10.1115/1.3408648.

[22] Sridharan S. *Delamination Behaviour of Composites*. 2008. Epub ahead of print 2008. DOI: 10.1533/9781845694821.

[23] Carlsson LA, Adams DF, Pipes RB. *Experimental Characterization of Advanced Composite Materials*. 2012.

[24] Moore DR (org). *Application of Fracture Mechanics to Polymers, Adhesives and Composites*. 1st ed. Elsevier Science, https://www.elsevier.com/books/application-of-fracture-mechanics-to-polymers-adhesives-and-composites/moore/978-0-08-044205-1 (2003).

[25] Carlsson LA, Gillespie JW. Mode-II Interlaminar Fracture of Composites. In: *Composite Materials Series*. 1989. Epub ahead of print 1989. DOI: 10.1016/B978-0-444-87286-9.50008-5.

[26] Reifsnider KL. *Fatigue of Composite Laminates*. 2018. Epub ahead of print 2018. DOI: 10.31399/asm.hb.v19.a0002415.

[27] Chung DD., Gay D, Hoa S V, et al. *COMPOSITE MATERIALS Science and Applications*. 2003.

[28] Harris B. *Fatigue in composites*. 2003. Epub ahead of print 2003. DOI: 10.1533/9781855738577.

[29] Greenhalgh ES. *Failure analysis and fractography of polymer composites*. 2009. Epub ahead of print 2009. DOI: 10.1533/9781845696818.

[30] Hiley MJ. Fractographic study of static and fatigue failures in polymer composites. *Plast Rubber Compos Process Appl* 1999; 28: 210–227.

[31] Sjögren A, Asp L, Greenhalgh E, et al. Interlaminar Crack Propagation in CFRP: Effects of Temperature and Loading Conditions on Fracture Morphology and Toughness. *Compos Mater Testing, Des Accept Criteria* 2009; 235–252.

[32] Asp LE, Sjögren A, Greenhalgh ES. Delamination Growth and Thresholds in a Carbon/Epoxy Composite under Fatigue Loading. *J Compos Technol Res* 2001; 23: 55–68.

[33] Kotik H, Ipiña JP. Influence of Unifilo® Ply in the Interlaminar Shear Fatigue Resistance of GFRP. *Procedia Mater Sci* 2015; 8: 139–147.

[34] Bevan LG. Axial and short beam shear fatigue properties of cfrp laminates. *Composites* 1977; 8: 227–232.

[35] Kotik HG, Perez Ipiña JE. Short-beam shear fatigue behavior of fiber metal laminate (Glare). *Int J Fatigue* 2017; 95: 236–242.

[36] Kotik HG, Ipiña JEP. Suggested Modifications of the ASTM D2344-16 Short-Beam Shear Test Method to Be Applied to Fiber Metal Laminates. *J Test Eval*; 49. Epub ahead of print 1 de março de 2019. DOI: 10.1520/JTE20170399.

[37] Pach E, Korin I, Ipiña JP. Simple fatigue testing machine for fiber-reinforced polymer composite. *Exp Tech* 2012; 36: 76–82.

[38] Kensche CW. *Fatigue of Materials and Components for Wind Turbine Rotor Blades*. 1996.

[39] Lauraitis K (org). *Fatigue of Fibrous Composite Materials*. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International. Epub ahead of print 1 de janeiro de 1981. DOI: 10.1520/STP723-EB.

[40] Sarfaraz Khabbaz R. *Fatigue Life Prediction of Adhesively-Bonded Fiber-Reinforced Polymer Structural Joints under Spectrum Loading Patterns*. ÉCOLE POLYTECHNIQUE FÉDÉRALE DE LAUSANNE. Epub ahead of print 2012. DOI: 10.5075/epfl-thesis-5573.

[41] Lee LJ, Yang JN, Sheu DY. Prediction of fatigue life for matrix-dominated composite laminates. *Compos Sci Technol* 1993; 46: 21–28.

[42] Nijssen RPL, Krause O, Phillips DC. *Benchmark of Lifetime Prediction Methodologies MAT LAD*. 2004.

[43] Mandell JF, Samborsky DD. *DOE/MSU composite material fatigue database: Test methods, materials, and analysis*. Albuquerque, NM, and Livermore, CA (United States). Epub ahead of print 1 de dezembro de 1997. DOI: 10.2172/578635.

[44] Rinne H. *The Weibull distribution: A Handbook*. Chapman and Hall/CRC, https://www.crcpress.com/The-Weibull-Distribution-A-Handbook/Rinne/p/book/9781420087437 (2008).

ANEXO I - Rotina MATLAB – método de Whitney

A rotina do método de Whitney é composta por uma função principal (whitneypool.m), cuja entrada é uma célula, com nome de variável “data”, com *m* colunas e 3 linhas contendo os dados (Tabela 9) e duas sub-funções que solucionam as equações de MLE para alfa (alfafun.m e alfaUfun.m).

Tabela 9: *Imput* da função “whitneypool”

Nível de tensão 1	Nível de tensão 2	...	Nível de tensão *m*
[vetor linha contento o número de ciclos em que ocorreu a falha no nível de tensão]	Ex.: $\begin{bmatrix} N_{f21} \\ N_{f22} \\ \vdots \\ N_{f2n} \end{bmatrix}$	...	$\begin{bmatrix} N_{fm1} \\ N_{fm2} \\ \vdots \\ N_{fmn} \end{bmatrix}$
[vetor linha contendo o número de ciclos em que ocorreu o *run-out*]. Obs.: Caso não tenha *run-outs* essa linha ficará em branco	Ex.: $\begin{bmatrix} N_{21} \\ N_{22} \\ \vdots \\ N_{2n} \end{bmatrix}$	...	$\begin{bmatrix} N_{m1} \\ N_{m2} \\ \vdots \\ N_{mn} \end{bmatrix}$

Para realizar o ajuste basta rodar o comando “[afu2, k, sigma0]=whitneypool(data)”, onde “data” é a célula contendo os dados, “afu2” é parâmetro de ajuste α_f, “k” é o parâmetro *1/k* e sigma0 é o parâmetro de ajuste β.

Os *scripts* das funções são mostrados a seguir.

```
function [afu2,k,sigma0]=whitneypool(data)
%% normalizar os dados - obter Q

[rowdata,l]=size(data);%define o número de níveis de tensão
rt=0;
for ii=1:l
    Nt=data{1,ii}; %indica o nível de tensão que será analisado

    cicloNi=data{2,ii}; %obtém os dados

    if rowdata==3 %checa se existem runouts
        runout=data{3,ii};
        if isempty(runout)==0 %checa se existem runouts no nível de tensão
            runout=data{3,ii};
            ri=length(cicloNi);
            mi=length(cicloNi)+length(runout);
            Nsi=min(runout);
        else
            ri=length(cicloNi);
            mi=ri;
            Nsi=1;
        end
    else %caso não tenha nenhum no conjunto de dados
        ri=length(cicloNi);
        mi=ri;
        Nsi=1;

    end
    if ri==1
        Ni=cicloNi;
        af2=inf;
    else
        af1=0;%chute inicial de af
        af2=30;
        err2=50;

        while (err2)>0.00001 %loop para obter convergência dos valores de af
            err1=err2;
            af1=af2;
            sum1=0;
            sum2=0;
            sum3=0;
            for jj=1:ri %loop para calcular os somatórios
                sum1=sum1+((cicloNi(jj)^af1)*log(cicloNi(jj)));
                sum2=sum2+log(cicloNi(jj));
                sum3=sum3+(cicloNi(jj)^af1);
            end
            af2=(1/(((sum1+((mi-ri)*(Nsi^af1)*log(Nsi)))/(sum3+((mi-ri)*(Nsi^af1))))-(sum2/ri)));%valor de af calculado com base no valor anterior
            err2=abs(af1-af2)/af2;
            if err2>err1
                af2=alfafun(cicloNi,mi,ri,Nsi);
                break
```

```
            end
        end
    end
        sum3=0;
        for jj=1:ri %loop para calcular os somatórios
            sum3=sum3+(cicloNi(jj)^af2);
        end

        Ni=(((1/ri)*(sum3+((mi-ri)*(Nsi^af2))))^(1/af2));%valor do fator de escala do nível de tensão (Ni)

    Q{1,ii}=[Nt,ri,Ni,af2]; %parâmetros do nível de tensão
    Q{2,ii}=(cicloNi./Ni);

    if rowdata==3 %checa se existem runouts
        if isempty(runout)==0 %checa se existem runouts no nível de tensão
            Q{3,ii}=(runout./Ni);
        end
    end
    rt=rt+ri;
end

%% achar os estimadores globais
Q0=0;
[rowq,colq]=size(Q);
while (abs(Q0-1)/Q0)>0.00001

    %chute inicial de af
    afu2=50;
    erru2=50;
    while (erru2)>0.00001 %loop para obter convergência dos valores de af globais
        sum1ii=0;
        sum2ii=0;
        sum3ii=0;

        sum1iiro=0;
        sum2iiro=0;

        afu1=afu2;
        erru1=erru2;
        for ii=1:l %loop pra calcular os somatórios globais
            dataNt=Q{1,ii}; %indica o nível de tensão que será analisado
            cicloQi=Q{2,ii}; %obtém os dados do nívelde tensão normalizados
            ri=dataNt(1,2); %obtém o número de cps do nível de tensão

            if rowq==3
                runout=(Q{3,ii});
                if isempty(runout)==0
                    Zi=min(runout);
                    mi=length(cicloQi)+length(runout);
                    sum1iiro=sum1iiro+(mi-ri)*(Zi^afu1)*log(Zi);
                    sum2iiro=sum2iiro+(mi-ri)*(Zi^afu1);
                end
```

```
            end

            sum1jj=0;
            sum2jj=0;
            sum3jj=0;

            for jj=1:ri %loop para calcular os somatórios dentro do nível de
tensão
                sum1jj=sum1jj+((cicloQi(jj)^afu1)*log(cicloQi(jj)));
                sum2jj=sum2jj+log(cicloQi(jj));
                sum3jj=sum3jj+(cicloQi(jj)^afu1);
            end
            sum1ii=sum1ii+sum1jj;
            sum2ii=sum2ii+sum2jj;
            sum3ii=sum3ii+sum3jj;

        end
        afu2=(1/(((sum1ii+sum1iiro)/(sum3ii+sum2iiro))-(sum2ii/rt)));%valor de af
calculado com base no valor anterior
        erru2=abs(afu1-afu2)/afu2;
            if erru2>erru1
                afu2=alfaUfun(Q,rowq,rt,1);
                break
            end
    end

    sum3ii=0;
    sum2iiro=0;
    for ii=1:1 %loop pra calcular os somatórios globais
        dataNt=Q{1,ii}; %indica o nível de tensão que será analisado
        cicloQi=Q{2,ii}; %obtém os dados do nívelde tensão normalizados
        ri=dataNt(1,2); %obtém o número de cps do nível de tensão

        if rowq==3
            runout=Q{3,ii};
            if isempty(runout)==0
                mi=length(cicloQi)+length(runout);
                Zi=min(runout);
                sum2iiro=sum2iiro+(mi-ri)*(Zi^afu2);
            end
        end

        sum3jj=0;

        for jj=1:ri %loop para calcular os somatórios dentro do nível de tensão
                sum3jj=sum3jj+(cicloQi(jj)^afu2);
        end
        sum3ii=sum3ii+sum3jj;
    end
    Q0=(((1/rt)*(sum3ii+sum2iiro))^(1/afu2));%valor do fator de escala global Q0

    for ii=1:1 %loop para renormalizar os dados com o novo fator de forma

```

```
        cicloNi=data{2,ii}; %obtém os dados brutos
        dataNt=Q{1,ii}; %obtém os estimadores do nível de tensão
        Ni=dataNt(3);%obtém os dados brutos do n° de ciclo
        Ni=Ni*Q0;
        dataNt(3)=Ni;
        Q{1,ii}=dataNt;
        Q{2,ii}=(cicloNi./(Ni)); %normaliza os dados com o novo fator de forma


        if rowdata==3 %checa se existem runouts
            runout=data{3,ii};
            if isempty(runout)==0 %checa se existem runouts no nível de tensão
                Q{3,ii}=(runout./(Ni));
            end
        end
    end

end

%% ajustar a curva
S=ones(colq,1);
Noi=ones(colq,1);
for ii=1:colq
    dataNt=Q{1,ii};
    S(ii)=log(dataNt(1));
    Noi(ii)=log(dataNt(3));
end

p=polyfit(Noi,S,1);
k=-p(1);
sigma0=exp(p(2));

figure
plot(Noi,S,'x')
hold on
X=0:30;
f=polyval(p,X);
plot(X,f)
```

```matlab
function [x]=alfafun(cicloNi,mi,ri,Nsi)
    a=0.1;
    b=5;
    x=(a+b)/2;
    err=abs((a-b)/2);

    while err>0.00001
        for ii=1:2
            if ii==1
                afl=a;
            elseif ii==2
                afl=x;
            end
            sum1=0;
            sum2=0;
            sum3=0;
            for jj=1:ri %loop para calcular os somatórios
                sum1=sum1+((cicloNi(jj)^afl)*log(cicloNi(jj)));
                sum2=sum2+log(cicloNi(jj));
                sum3=sum3+(cicloNi(jj)^afl);
            end
            alfa2(ii)=((((sum1+((mi-ri)*(Nsi^afl)*log(Nsi)))/(sum3+((mi-ri)*(Nsi^afl))))-(sum2/ri))-(1/afl);
        end
        if (alfa2(1)*alfa2(2))<0
            b=x;
            x=(a+b)/2;
            err=abs((a-b)/2);
        else
            a=x;
            x=(a+b)/2;
            err=abs((a-b)/2);
        end
    end
```

```
function [x]=alfaUfun(Q,rowq,rt,l)
    a=0.1;
    b=5;
    x=(a+b)/2;
    err=abs((a-b)/2);

    while err>0.00001
        for aa=1:2
            if aa==1
                aful=a;
            elseif aa==2
                aful=x;
            end
            sum1ii=0;
            sum2ii=0;
            sum3ii=0;
            sum1iiro=0;
            sum2iiro=0;

            for ii=1:l %loop pra calcular os somatórios globais
                dataNt=Q{1,ii}; %indica o nível de tensão que será analisado
                cicloQi=Q{2,ii}; %obtém os dados do nívelde tensão normalizados
                ri=dataNt(1,2); %obtém o número de cps do nível de tensão

                if rowq==3
                    runout=(Q{3,ii});
                    if isempty(runout)==0
                        Zi=min(runout);
                        mi=length(cicloQi)+length(runout);
                        sum1iiro=sum1iiro+(mi-ri)*(Zi^aful)*log(Zi);
                        sum2iiro=sum2iiro+(mi-ri)*(Zi^aful);
                    end
                end

                sum1jj=0;
                sum2jj=0;
                sum3jj=0;

                for jj=1:ri %loop para calcular os somatórios dentro do nível de tensão
                    sum1jj=sum1jj+((cicloQi(jj)^aful)*log(cicloQi(jj)));
                    sum2jj=sum2jj+log(cicloQi(jj));
                    sum3jj=sum3jj+(cicloQi(jj)^aful);
                end
                sum1ii=sum1ii+sum1jj;
                sum2ii=sum2ii+sum2jj;
                sum3ii=sum3ii+sum3jj;

            end
            alfa2(aa)=((((sum1ii+sum1iiro)/(sum3ii+sum2iiro))-(sum2ii/rt))-(1/aful));

        end
```

```
        if (alfa2(1)*alfa2(2))<0
                b=x;
                x=(a+b)/2;
                err=abs((a-b)/2);
        else
                a=x;
                x=(a+b)/2;
                err=abs((a-b)/2);
        end
    end
```

ANEXO II - Rotina MATLAB – método de Sendeckyj

A rotina do método de Sendeckyj é composta por uma função que realiza o ajuste dos parâmetros *C* e *S* (sendeckyj.m), e uma sub-função que realiza o ajuste dos parâmetros α_f e β (sendeckyjwearout.m). O *imput* da função principal é uma célula contendo 4 elementos em linha (Tabela 10) com nome de variável “data”

Tabela 10: *Imput* da função “sendeckyj.m”

[vetor linha contendo os dados de resistência estática] Ex.: $\begin{bmatrix}\tau_1\\ \vdots\\ \tau_n\end{bmatrix}$	[Matriz *n* x 2 contendo os dados de fadiga]. Ex.: $\begin{bmatrix}\tau_{\max 1} & N_{f1}\\ \vdots & \vdots\\ \tau_{\max n} & N_{fn}\end{bmatrix}$	[Matriz *n* x 3 contendo os dados de resistência residual]. Ex.: $\begin{bmatrix}\tau_{\max 1} & N_1 & \tau_{r1}\\ \vdots & \vdots & \vdots\\ \tau_{\max n} & N_n & \tau_{rn}\end{bmatrix}$	[Matriz *n* x 2 contendo os *run-outs*]. Ex.: $\begin{bmatrix}\tau_{\max 1} & N_1\\ \vdots & \vdots\\ \tau_{\max n} & N_n\end{bmatrix}$

Para realizar o ajuste basta rodar o comando “[alfa,beta,s0,c0]=sendeckyj(data)”, onde “data” é a célula contendo os dados, “alfa” é parâmetro de ajuste α_f, beta é o parâmetro de ajuste β, “s0” é parâmetro de ajuste *S* e “c0” é o parâmetro de ajuste *C*.

Os *scripsts* das funções utilizadas são mostrados abaixo.

```
function [alfa,beta,s0,c0]=sendeckyj(data)

limc0up=2;
lims0up=1;
limc0low=0;
lims0low=0;
passos=0.005;
passoc=0.01;
aa=1;
bb=0;
cc=0;
ss=0;
while aa~=10

    if aa==1
        C0=limc0low:passoc:limc0up;
        S0=lims0low:passos:lims0up;

    elseif aa==2
        passoc=passoc/4;
        passos=passos/4;
        if bb==0
            intervaloc=10*passoc;
            intervalos=10*passos;
            lims0up=s0+intervalos;
            lims0low=s0-intervalos;
            limc0up=c0+intervaloc;
            limc0low=c0-intervaloc;
        else
            if cc==1
                intervaloc=50*passoc;
                limc0up=c0+5*passoc;
                limc0low=c0-2*intervaloc;
            elseif cc==2
                intervaloc=50*passoc;
                limc0up=c0+2*intervaloc;
                limc0low=c0+5*passoc;
            else
                intervaloc=10*passoc;
                limc0up=c0+intervaloc;
                limc0low=c0-intervaloc;
            end
            if ss==1
                intervalos=50*passos;
                lims0up=s0+2*passos;
                lims0low=s0-2*intervalos;
            elseif ss==2
                intervalos=50*passos;
                lims0up=s0+2*intervalos;
                lims0low=s0+2*passos;
            else
                intervalos=10*passos;
                lims0up=s0+intervalos;
```

```
                lims0low=s0-intervalos;
            end
        end
        if lims0low<0
            lims0low=0;
        end
        if limc0low<0
            limc0low=0;
        end
        C0=limc0low:passoc:limc0up;
        S0=lims0low:passos:lims0up;

    elseif aa<3
        passoc=passoc/3;
        passos=passos/3;
        if bb==0
            intervaloc=10*passoc;
            intervalos=10*passos;
            lims0up=s0+intervalos;
            lims0low=s0-intervalos;
            limc0up=c0+intervaloc;
            limc0low=c0-intervaloc;
        else
            if cc==1
                intervaloc=50*passoc;
                limc0up=c0+5*passoc;
                limc0low=c0-2*intervaloc;
            elseif cc==2
                intervaloc=50*passoc;
                limc0up=c0+2*intervaloc;
                limc0low=c0+5*passoc;
            else
                intervaloc=10*passoc;
                limc0up=c0+intervaloc;
                limc0low=c0-intervaloc;
            end
            if ss==1
                intervalos=50*passos;
                lims0up=s0+2*passos;
                lims0low=s0-2*intervalos;
            elseif ss==2
                intervalos=50*passos;
                lims0up=s0+2*intervalos;
                lims0low=s0+2*passos;
            else
                intervalos=10*passos;
                lims0up=s0+intervalos;
                lims0low=s0-intervalos;
            end
        end


        if lims0low<0
```

```
            lims0low=0;
        end
        if limc0low<0
           limc0low=0;
        end
        C0=limc0low:passoc:limc0up;
        S0=lims0low:passos:lims0up;
    else
        passoc=passoc/2;
        passos=passos/2;
        if bb==0
            intervaloc=10*passoc;
            intervalos=10*passos;
            lims0up=s0+intervalos;
            lims0low=s0-intervalos;
            limc0up=c0+intervaloc;
            limc0low=c0-intervaloc;
        else
            if cc==1
                intervaloc=100*passoc;
                limc0up=c0+5*passoc;
                limc0low=c0-2*intervaloc;
            elseif cc==2
                intervaloc=100*passoc;
                limc0up=c0+2*intervaloc;
                limc0low=c0+5*passoc;
            else
                intervaloc=10*passoc;
                limc0up=c0+intervaloc;
                limc0low=c0-intervaloc;
            end
            if ss==1
                intervalos=100*passos;
                lims0up=s0+2*passos;
                lims0low=s0-2*intervalos;
            elseif ss==2
                intervalos=100*passos;
                lims0up=s0+2*intervalos;
                lims0low=s0+2*passos;
            else
                intervalos=10*passos;
                lims0up=s0+intervalos;
                lims0low=s0-intervalos;
            end
        end

        if lims0low<0
            lims0low=0;
        end
        if limc0low<0
            limc0low=0;
        end
        C0=limc0low:passoc:limc0up;
```

```
        S0=lims0low:passos:lims0up;
    end


    alf=zeros(length(S0),length(C0));
    I=[0 0];
    for ii=1:length(C0)
        c0=C0(ii);
        for jj= 1:length(S0)
            s0=S0(jj);
            [alf(jj,ii)]=sendeckyjwearout(data,s0,c0);
        end
    end
    [alfa,Ii]=max(alf);
    [~,Ij]=max(alfa);
    I=[Ii(Ij),Ij];
    s0=S0(I(1));
    c0=C0(I(2));
    [alfa,beta]=sendeckyjwearout(data,s0,c0);
    figure
    surf(C0,S0,alf)
    if I(1)==1||I(1)==length(S0)||I(2)==1||I(2)==length(C0)
        if I(1)==1
            ss=1;
        elseif I(1)==length(S0)
            ss=2;
        else
            ss=0;
        end
        if I(2)==1
            cc=1;
        elseif I(2)==length(C0)
            cc=2;
        else
            cc=0;
        end
        if aa==1
            if bb==0
                passoc=passoc/2;
                passos=passos/2;
            else
                passoc=passoc*2;
                passos=passos*2;
            end
        elseif aa==2
            if bb==0
                passoc=passoc*10;
                passos=passos*10;
            else
                passoc=passoc*4;
                passos=passos*4;
            end
        elseif aa<3
```

```
            if bb==0
                passoc=passoc*30;
                passos=passos*30;
            else
                passoc=passoc*3;
                passos=passos*3;
            end
        else
            if bb==0
                passoc=passoc*20;
                passos=passos*20;
            else
                passoc=passoc*2;
                passos=passos*2;
            end
         end
        bb=bb+1;
    else
        if bb~=0
            if aa==2
                passoc=passoc/10;
                passos=passos/10;
            elseif aa<3
                passoc=passoc/30;
                passos=passos/30;
            else
                passoc=passoc/20;
                passos=passos/20;
            end
        end

        aa=aa+1;
        bb=0;
        cc=0;
        ss=0;
    end
    if bb==7
        break
    end

end
```

```
function [alfail,beta]=sendeckyjwearout(data,S0,C0)
%% obter os dados

static=data{1,1};%dados de ensaios estáticos
failure=data{1,2}; %dados de fadiga com falha
residual=data{1,3}; %dados de run-outs pós ensaiados
runout=data{1,4}; %run-outs

%% converter os dados para dados estáticos

dataE{1}=static;

%falha
if isempty(failure)
    dataE{2}=[];
else
    sigmaEfailure=inline('sigma*((1-C+(C*N))^S)');
    [rowfailure,~]=size(failure);
    for ii=1:rowfailure
        sigmaE(ii,1)=sigmaEfailure(C0,failure(ii,2),S0,failure(ii,1));
    end
    dataE{2}=sigmaE;
    clear sigmaE
end

%residual
if isempty(residual)
    dataE{3}=[];
else
    sigmaEresidual=inline('sigmaA*((((sigmaR/sigmaA)^(1/S))+(N-1)*C)^S)');
    [rowresidual,~]=size(residual);
    for ii=1:rowresidual
        sigmaE(ii,1)=sigmaEresidual(C0,residual(ii,2),S0,residual(ii,1),residual(ii,3));
    end
    dataE{3}=sigmaE;
end

%% Aplicar wiebull (apendice STP 734 p259)
[rowE1,~]=size(dataE{1});[rowE2,~]=size(dataE{2});[rowE3,~]=size(dataE{3});

m = rowE1 + rowE2 + rowE3;
[k,~]=size(runout);

%somatório dos valores de log sigma(statico+transf)
sumsigma=0;
aa=1;
for ii=1:3
    sigma=dataE{ii};
    [rowsigma,~]=size(dataE{ii});
    for jj=1:rowsigma
        sumsigma=sumsigma+log(sigma(jj));
    sigmaei(aa,1)=sigma(jj);
```

```
    aa=aa+1;
    end

end

G=geomean(sigmaei);
Xi=sigmaei/G;

alfai2=( log((log(m/(m+1))) / (log(1/(m+1)))) )/-(log(max(Xi)/min(Xi)));
alfai1=0;

while abs((alfai1-alfai2)/alfai2) > (10^-6)
    alfai1=alfai2;
    sum1=0;sum2=sum1;sum3=sum1;
    [rowXi,~]=size(Xi);
    for ii=1:rowXi
        sum1=sum1+(Xi(ii)^alfai1);

        sum2=sum2+((Xi(ii)^alfai1)*log(Xi(ii)));

        sum3=sum3+((Xi(ii)^alfai1)*((log(Xi(ii)))^2));
    end

    deltaalfa=(sum1-alfai1*sum2)/(alfai1*sum3);
    alfai2=alfai1+deltaalfa;

end
sum1=0;
[rowXi,~]=size(Xi);
    for ii=1:rowXi
        sum1=sum1+(Xi(ii)^alfai1);
    end
beta=G*(((sum1/(m-k)))^(1/alfai1));
```