



UNIVERSIDADE D
COIMBRA

Catarina Raquel Dos Santos Gonçalves

**EFEITO DE AMBIENTES HOSTIS NA RESPOSTA À
FADIGA DE LAMINADOS VIDRO/EPÓXIDO**

Dissertação no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica, na área de Produção e Projeto, orientada pela Professora Doutora Ana Paula Bettencourt Martins Amaro e pelo Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco e apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra.

Julho de 2019

1 2



9 0

FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Efeito de ambientes hostis na resposta à fadiga de laminados vidro/epóxico

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia
Mecânica na Especialidade de Produção e Projeto

Effect of hostile environments in the fatigue behaviour of glass/epoxy laminates

Autor

Catarina Raquel Dos Santos Gonçalves

Orientadores

Ana Paula Bettencourt Martins Amaro

Ricardo Nuno Madeira Soares Branco

Júri

Presidente Professor Doutor Fernando Jorge Ventura Antunes
Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra

Orientador Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco
Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra

Vogal Professor Doutor Paulo Nobre Balbis dos Reis
Professor Auxiliar da Universidade da Beira Interior

Coimbra, Julho, 2019

“When love and skill work together, expect a masterpiece”

John Ruskin

Agradecimentos

O trabalho aqui apresentado foi possível com o apoio e colaboração de algumas pessoas às quais gostaria de agradecer.

Aos meus orientadores Professora Doutora Ana Paula Bettencourt Martins Amaro e Professor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco, por toda a disponibilidade e dedicação.

À Professora Doutora Ana Messias, pela disponibilidade e ajuda fornecida na componente experimental.

Ao Senhor Fernando Bernardes pela ajuda na preparação das amostras.

Aos meus pais e à minha irmã por todo o apoio que me deram e por fazerem de mim a pessoa que sou hoje. Obrigado por tudo o que fizeram por mim e pela dedicação que tiveram na minha formação académica.

Ao Renato Oliveira pela paciência e motivação incondicional, ao longo de todo o meu percurso académico.

Ao Jorge Medina, ao Samuel Lameiro e à Ana Margarida por serem os meus colegas mais próximos e os que mais me apoiaram nestes 5 anos. Obrigado pela verdadeira amizade que criámos no âmbito académico e que sabemos que vai permanecer.

Ao Luís Ferreira, à Mariana Teles à Sara Baltazar, ao Ricardo Campos e ao Manuel Marques, por serem os meus amigos mais próximos com quem sempre pude contar nestes últimos anos, pelas memórias e por todos os momentos que partilhámos juntos.

A todos os meus colegas, por todos os momentos e por todo o apoio ao longo destes 5 anos.

Deixo um reconhecimento também a todos os outros, professores e funcionários, que contribuíram para a realização deste trabalho.

Resumo

O uso de materiais compósitos nas mais diversas indústrias, como por exemplo, química, automóvel, naval e aeroespacial, tem-se destacado na substituição dos materiais convencionais, tais como os metais, devido às suas boas propriedades mecânicas.

O objeto de estudo desta dissertação é avaliar o comportamento mecânico de um material compósito, constituído por uma matriz de resina epóxido, reforçada com fibra de vidro, o qual tem diversas aplicações na indústria naval, quando sujeito a diferentes tempos de imersão em água salgada e diferentes níveis de pré-deformação monótona. As amostras apresentam secção transversal retangular com um furo central.

Fez-se uma avaliação da taxa de absorção de água ao longo do tempo de imersão, pesando 4 amostras antes de serem imersas em água do mar e depois, periodicamente, ao longo dos 229 dias de imersão. Foram, também, realizados ensaios de tração para avaliar a resistência à tração do material, e ensaios de fadiga considerando cargas axiais com amplitude constante e razões de tensão $R = 0,1$. Durante a realização dos ensaios de fadiga, os campos de deformação na vizinhança do furo foram observados usando a técnica de Correlação Digital de Imagem (DIC). Para além das relações tensão-vida, procurou-se relacionar a deformação principal registada no furo com o número de ciclos até à rotura, e quantificar a evolução do dano durante o ensaio. Após a realização destes ensaios, as superfícies de fratura foram observadas por microscopia ótica para identificar os principais mecanismos de dano.

A água do mar, para os tempos de imersão considerados, não apresentou efeitos muito significativos na resposta à fadiga do material. Contudo, a análise dos resultados permite inferir uma redução da vida para as amostras imersas. O efeito da pré-carga não foi totalmente conclusivo. Houve uma redução de vida, para o mesmo nível de tensão nominal, quando a pré-carga subiu até 50%, mas registou-se um comportamento inverso quando a pré-carga atingiu os 75%. A análise da evolução do dano durante a vida à fadiga permitiu identificar três fases diferentes: uma primeira que ocupa 15 a 20% da vida, com rápido aumento do valor de deformação, seguida de uma fase dominante onde o dano sobe de forma lenta e progressiva, havendo depois um rápido aumento da deformação, nos últimos 20% da

vida, até à ocorrência de rotura final. Os principais mecanismos de falha que ocorreram em todas as amostras, após a sua fratura, foram a rotura da matriz, a rotura de fibra, a delaminação e a separação entre as fibras e a matriz.

Palavras-chave: Laminados vidro/epóxico, Degradação pela água do mar, Ensaios de tração, Ensaios de fadiga, Curvas S-N

Abstract

The use of composite materials across various industries, such as the chemical, automotive, naval and aerospace industries, has been outstanding in the substitution of conventional materials, such as metals, due to their good mechanical properties.

The subject matter of this work is to evaluate the mechanical behaviour of a composite material composed of a matrix of epoxy resin reinforced with glass fibre, which has many applications in the shipbuilding industry, when subject to different immersion times in seawater and to different levels of monotonous pre-deformation. The samples have a rectangular cross-section with a central through-hole.

The water absorption rate was evaluated over the immersion time, weighing four samples before being immersed in seawater and then periodically throughout the 229 days of immersion. Tensile tests were also performed to evaluate the tensile strength of the material and fatigue tests, considering axial loads with constant amplitude with stress ratios $R = 0,1$. During the fatigue tests, the deformation fields in the vicinity of the hole were observed using the DIC technique. In addition to the stress-life relationships, we attempted to correlate the main deformation recorded in the hole with the number of cycles to failure, and to quantify the evolution of the damage during the test. After these tests, the fracture surfaces were observed by optical microscopy to identify the main mechanisms of damage.

The seawater, for the considered immersion times, did not present major significant effects in the response to the fatigue of the material. However, the analysis of the results allows to infer a life reduction for the immersed samples. The effect of the preload was not entirely conclusive. There was a life reduction for the same nominal tension level when the preload increased up to 50%, but an inverse behavior occurred when the preload reached 75%. The analysis of the evolution of the damage during the life allowed to identify three different phases: a first phase that occupies 15 to 20% of the life, with rapid increase of the value of deformation, followed by a dominant phase where the damage rises slowly and progressively, having then a rapid increase of the deformation, in the last 20% of the life, until the occurrence of final rupture. The main failure mechanisms that occurred in all

samples, after their fracture, were matrix cracking, fibre failure, delamination and separation between the fibres and the matrix.

Keywords Glass/epoxy laminates, Seawater degradation, Tensile tests, Fatigue tests, S-N curves.

Índice

Índice de Figuras	ix
Índice de Tabelas	xiii
Simbologia e Siglas	xv
Simbologia.....	xv
Siglas	xvi
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivos.....	1
1.2. Estrutura da dissertação	2
2. ESTADO DA ARTE	5
2.1. Materiais compósitos	5
2.1.1. Evolução dos materiais compósitos.....	6
2.1.2. Materiais compósitos na indústria naval	7
2.1.3. Constituição do material compósito	8
2.2. Mecanismos de falha	10
2.2.1. Fissuração da matriz	11
2.2.2. Rotura da fibra	11
2.2.3. Descolamento das fibras.....	11
2.2.4. Delaminação	11
2.3. Degradação de materiais compósitos.....	12
2.3.1. Influência da água do mar no compósito vidro/epóxico	13
2.4. Ensaio de fadiga uniaxial	15
2.4.1. Fenómeno de fadiga.....	16
2.4.2. Ciclos de tensão de fadiga e parâmetros principais.....	16
2.4.3. Ensaio de fadiga	17
2.4.4. Caracterização das curvas de resistência à fadiga	18
2.4.5. Parâmetros do comportamento à fadiga	19
3. MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	23
3.1. Materiais	23
3.1.1. Geometria	24
3.2. Ensaio de tração	25
3.3. Ensaio de fadiga	26
3.3.1. Correlação Digital de Imagem (DIC)	29
3.4. Mecanismos de falha	30
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	33
4.1. Absorção de água do mar.....	33
4.2. Ensaio de tração	34
4.3. Ensaio de fadiga	36
4.3.1. Amostras de controlo.....	36
4.3.2. Amostras de controlo ensaiadas com o equipamento VIC	40

4.3.3. Amostras imersas sem pré-carga VS Amostras de controlo	42
4.3.4. Deformação principal máxima corrigida.....	44
4.3.5. Amostras imersas com pré-carga VS amostras de controlo	48
4.3.6. Evolução de dano	49
4.4. Mecanismos de falha	56
5. CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA PROJETOS FUTUROS	61
5.1. Conclusões.....	61
5.2. Propostas para trabalhos futuros.....	62
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	63
APÊNDICE A	67

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Importância relativa dos materiais básicos, ao longo do tempo [7].	7
Figura 2.2. Representação genérica de um material compósito [9].	8
Figura 2.3. Classificação dos materiais compósitos [9].	9
Figura 2.4. Diferentes modos de propagação de uma fenda, adaptada de [13].	12
Figura 2.5. Comportamento de absorção de água de laminado vidro/epóxico à temperatura ambiente e a uma temperatura inferior a 0°C [14].	15
Figura 2.6. Ciclos de tensão de fadiga: a) Alternado; b) Repetido; c) Irregular ou aleatório [25].	16
Figura 2.7. Comparação da curva S-N de um aço com a curva S-N de um alumínio (adaptado de [27]).	19
Figura 2.8. Representação do efeito da concentração de tensões na resistência à fadiga [26].	20
Figura 2.9. Comparação entre as curvas S-N obtidas em ar e num ambiente corrosivo [26].	21
Figura 3.1. Geometria de todos os provetes que foram ensaiados.	24
Figura 3.2. Esquema representativo das dimensões típicas de todas as amostras.	25
Figura 3.3. Amostra sujeita a ensaio de fadiga, com e sem as peças metálicas.	29
Figura 3.4. Amostra antes e após a pintura.	29
Figura 3.5. Máquina servo-hidráulica INSTRON 1341 com equipamento VIC.	30
Figura 3.6. Aparelhos utilizados para visualizar as superfícies de fratura das amostras: a) Microscópio Ótico; b) Lupa.	31
Figura 4.1. Balança AND GH-202.	33
Figura 4.2. Gráfico de tensão em função da deformação para a amostra de controlo de tração 1 (ACT1).	35
Figura 4.3. Gráfico de tensão alternada em função do número de ciclos até à rotura para a primeira série de ensaios à fadiga.	37
Figura 4.4. Comparação de duas amostras na zona do furo antes de serem ensaiadas à fadiga.	38
Figura 4.5. Campos da primeira deformação principal em duas amostras distintas sujeitas a uma carga de 4,3 kN.	39
Figura 4.6. Linearidade entre a deformação principal máxima e o valor da carga aplicada na amostra, para a amostra de controlo nº3: a) Deformação de 31735 $\mu\epsilon$ para uma	

carga de 4,3 kN; b) Deformação de 39413,8 $\mu\epsilon$ para uma carga de 4,875 kN; c) Deformação de 47756,5 $\mu\epsilon$ para uma carga de 5,5 kN.	40
Figura 4.7. Curva de tensão alternada em função do número de ciclos até à rotura para a nova série de amostras de controlo.	41
Figura 4.8. Variação da tensão alternada com o número de ciclos até à rotura das amostras de controlo e das amostras imersas em água do mar sem pré-tensão.	42
Figura 4.9. Variação da deformação principal máxima inicial com o número de ciclos até à rotura das amostras de controlo e das amostras imersas em água do mar.	43
Figura 4.10. Representação da linha horizontal desde a borda do furo até à extremidade da amostra.	45
Figura 4.11. Curva deformação principal em função da coordenada x, para a carga inicial máxima, para uma amostra de controlo (amostra de controlo nº9).	45
Figura 4.12. Comparação da curva deformação principal inicial efetiva em função do número de ciclos até à rotura, para as amostras imersas e as amostras de controlo.	46
Figura 4.13. Comparação da curva de deformação principal inicial remota em função do número de ciclos até à rotura, para as amostras imersas e as amostras de controlo.	47
Figura 4.14. Curva que relaciona a rigidez com o número de ciclos para as várias situações estudadas.	49
Figura 4.15. Curva da deformação principal máxima em função do número de ciclos para uma amostra de controlo (amostra de controlo nº3).	50
Figura 4.16. Evolução da deformação principal (amostra de controlo nº3): a) No início do ensaio; b) Ao fim de 60000 ciclos; c) Ao fim de 110000 ciclos.	51
Figura 4.17. Evolução da deformação principal numa amostra imersa (amostra imersa nº2): a) No início do ensaio; b) Ao fim de 40000 ciclos; c) Ao fim de 140000 ciclos.	52
Figura 4.18. Evolução da deformação principal numa amostra imersa com pré-carga a 25% (amostra imersa com pré-carga nº1): a) No início do ensaio; b) Ao fim de 16000 ciclos; c) Ao fim de 40000 ciclos.	52
Figura 4.19. Evolução da deformação principal numa amostra imersa com pré-carga de 50% (amostra imersa com pré-carga nº6): a) No início do ensaio; b) Ao fim de 50000 ciclos; c) Ao fim de 93607 ciclos.	52
Figura 4.20. Evolução da deformação principal numa amostra imersa com pré-carga de 75% (amostra imersa com pré-carga nº8): a) No início do ensaio; b) Ao fim de 30000 ciclos; c) Ao fim de 46583 ciclos.	53
Figura 4.21. Comparação das curvas de evolução de dano em função do número de ciclos até à rotura de 3 amostras imersas: (a) Deformação principal máxima versus número de ciclos; (b) Deformação principal máxima versus vida adimensional.	54
Figura 4.22. Curva da deformação principal máxima em função do número de ciclos, para 3 amostras sujeitas a diferentes níveis de pré-carga.	55

Figura 4.23. Comparação adimensional das curvas das amostras imersas e da amostra de controlo.....	56
Figura 4.24. Local de iniciação da fratura da amostra de controlo.	57
Figura 4.25. Local de iniciação da fratura da amostra imersa sem pré-carga.	57
Figura 4.26. Local de iniciação da fratura da amostra imersa com pré-carga de 25%.....	58
Figura 4.27. Local de iniciação da fratura da amostra imersa com pré-carga de 50%.....	58
Figura 4.28. Local de iniciação da fratura da amostra imersa com pré-carga de 75%.....	58
Figura 4.29. Mecanismos de falha observados através do Microscópio Ótico nas amostras de controlo.....	59
Figura 4.30. Mecanismos de falha observados através da Lupa: a) Amostra imersa; b) Amostra imersa com pré-carga de 25%; c) Amostra imersa com pré-carga de 50%; d) Amostra imersa com pré-carga de 75%.....	59
Figura A.1.Escala utilizada em todas as imagens obtidas através do software VIC-3D.....	67

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Propriedades de fibras de vidro do tipo E, S e R [12].	10
Tabela 3.1. Propriedades da resina epóxido utilizada como matriz dos laminados.	24
Tabela 3.2. Dimensões relevantes e cargas aplicadas para as amostras não imersas.	27
Tabela 3.3. Dimensões relevantes e cargas aplicadas para as amostras que foram imersas por 229 dias.	28
Tabela 4.1. Massas e percentagem de absorção de água das amostras.	34
Tabela 4.2. Amostras de controlo ensaiadas para obter a resistência à tração do material.	35
Tabela 4.3. Parâmetros utilizados nos ensaios de aplicação da pré-carga.....	36
Tabela 4.4. Parâmetros da primeira série de testes das amostras de controlo.	37
Tabela 4.5. Parâmetros da série de testes das amostras de controlo, tendo em conta a deformação inicial.	41
Tabela 4.6. Parâmetros da série de testes das amostras imersas.....	42
Tabela 4.7. Parâmetros das amostras imersas com pré-carga.....	48

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

σ_a – Tensão alternada

$\sigma_{m\acute{a}x}$ – Tensão máxima

σ_m – Tensão média

$\sigma_{m\acute{i}n}$ – Tensão mínima

σ_R – Resistência à tração

ϵ_I – Deformação principal

ϵ_{Ii} – Deformação principal inicial

$\epsilon_{Ii\ m\acute{a}x\ i\ m\acute{a}x\ i\ m\acute{a}x$ – Deformação principal máxima inicial

$\epsilon_{Ii\ e\ f\ e\ t\ i\ v\ a}$ – Deformação principal inicial efetiva

$\epsilon_{Ii\ r\ e\ m\ o\ t\ a}$ – Deformação principal inicial remota

δ – Deslocamento

A – Área da secção solicitada

d – Diâmetro

F_a – Força alternada

$F_{m\acute{a}x}$ – Força máxima

F_m – Força média

$F_{m\acute{i}n}$ – Força mínima

K_t – Fator estático de concentração de tensões

K_f – Fator dinâmico de concentração de tensões

m_H – Massa da amostra húmida

m_S – Massa da amostra seca

N – Número de ciclos

N_r – Número de ciclos até à rotura

q – Fator de sensibilidade ao entalhe

t – Espessura da amostra

w – Largura da amostra

R – Razão de tensões

R – Coeficiente de correlação

Siglas

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

DIC – Correlação Digital de Imagem

FCTUC – Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra

1. INTRODUÇÃO

Um material compósito resulta da mistura de dois ou mais materiais de diferente natureza (fibra e matriz), que originam um material com características mecânicas superiores às dos seus constituintes.

É importante ter em conta o ambiente no qual o compósito vai ser inserido, bem como o tipo de carregamento a que o mesmo vai estar sujeito, uma vez que a degradação que o ambiente hostil a que o componente possa ser submetido no seu tempo de vida útil, pode ter bastante influência no seu comportamento, originando decréscimo das suas propriedades mecânicas.

Os compósitos de matriz polimérica são bastante utilizados devido ao seu peso específico, elevada rigidez e resistência específica. Estes materiais são usados em várias indústrias de elevada exigência tais como, por exemplo, a aeronáutica, espacial, militar, automóvel e naval.

Compósitos à base de polímeros reforçados por fibras são utilizados amplamente na indústria de construção naval, por ser a melhor escolha em termos de durabilidade, desempenho e custo. Estes materiais oferecem melhor resistência tanto à corrosão, quanto aos agentes ambientais marinhos e apresentam vantagens adicionais de resistência à tração (relação força/peso) em comparação com os materiais convencionais.

Em comparação com os materiais estruturais metálicos, o uso de materiais compósitos à base de polímeros reforçados por fibras está limitado. A falta de homogeneidade deste compósito e os vários mecanismos de dano, tais como a fissuração da matriz, rotura da fibra, deslocamento da fibra em relação à matriz, delaminação, bem como as suas interações que devem ser levadas em consideração, são as razões desta limitação.

Esta dissertação apresenta um estudo sobre a influência da água do mar nos compósitos laminados vidro/epóxico.

1.1. Objetivos

O principal objetivo desta dissertação é avaliar o efeito de ambientes hostis na resposta à fadiga de laminados vidro/epóxico.

O ambiente hostil considerado é a água do mar. O comportamento das amostras que estiveram imersas em água do mar por 229 dias foi comparado com o comportamento das amostras de controlo não imersas. Foi estudado, ainda, o efeito da pré-tensão na resposta à fadiga de amostras imersas.

Numa primeira fase, foram realizados ensaios de tração e de fadiga em amostras de secção transversal retangular com um furo central.

Os ensaios de fadiga realizaram-se usando a mesma geometria, aplicando cargas cíclicas com amplitude de tensão constante. Durante a realização dos ensaios, o estado de deformação local na vizinhança do furo foi examinado usando a técnica de Correlação Digital de Imagem (DIC). A partir destes testes foram obtidas as curvas de tensão em função do número de ciclos até à rotura para as amostras de controlo, para as amostras imersas que não foram previamente sujeitas a pré-tensão e para as amostras imersas sujeitas a pré-tensão.

A partir destes ensaios avaliou-se o efeito da água do mar na vida à fadiga deste material compósito. Este estudo foi feito comparando as curvas S-N das amostras de controlo com as amostras degradadas. Para além da análise baseada nas curvas S-N, procurou-se também relacionar o estado de deformação local com a vida à fadiga.

Posteriormente, foi efetuado um estudo dos vários mecanismos de dano que ocorreram na superfície de fratura das amostras.

1.2. Estrutura da dissertação

A presente dissertação está dividida em cinco capítulos da forma seguinte:

- Capítulo um, “INTRODUÇÃO”, que introduz os principais objetivos e os tópicos que serão abordados ao longo deste estudo;
- Capítulo dois, “ESTADO DA ARTE”, que apresenta resultados da pesquisa que foi feita recorrendo a estudos de outros investigadores, e os principais tópicos que estão na base deste estudo: materiais compósitos, os seus mecanismos de falha, a sua degradação e ensaios de fadiga uniaxial;
- Capítulo três, “MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL”, que expõe as características do material compósito em estudo, todos os

equipamentos e os métodos que foram utilizados para a realização dos ensaios experimentais;

- Capítulo quatro, “RESULTADOS E DISCUSSÃO”, que mostra os principais resultados obtidos, recorrendo aos procedimentos descritos no capítulo três;
- Capítulo cinco, “CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA PROJETOS FUTUROS”, que aborda as principais conclusões obtidas na realização desta dissertação, bem como algumas propostas que são sugeridas para trabalhos futuros.

2. ESTADO DA ARTE

Neste capítulo são apresentados os conceitos fundamentais que estão na base desta dissertação, encontrando-se dividido em várias secções.

Primeiro é feita uma abordagem aos materiais compósitos, que engloba a evolução destes materiais ao longo do tempo, as suas diversas aplicações, como por exemplo na indústria naval, bem como a sua constituição. Na secção seguinte, são expostos os mecanismos de falha. Posteriormente, descreve-se a degradação destes materiais, com referência à influência da água do mar na integridade estrutural do compósito com matriz de resina epóxico, reforçado com fibra de vidro. Na última secção, são mencionados os ensaios de fadiga à tração-compressão, onde é abordado o fenómeno de fadiga, os ciclos de tensão de fadiga, os ensaios de fadiga, a caracterização de curvas de resistência à fadiga (curvas S-N) e os parâmetros principais do comportamento à fadiga.

2.1. Materiais compósitos

Os materiais podem ser divididos em metais, polímeros, cerâmicos e compósitos.

Os metais são substâncias inorgânicas que contêm um ou mais elementos metálicos e podem incluir alguns elementos não metálicos, e têm uma boa condutibilidade elétrica e térmica. Muitos deles são resistentes e dúcteis à temperatura ambiente apresentando uma boa resistência mecânica a temperaturas elevadas [1].

Os polímeros são compostos orgânicos. A maioria destes materiais é má condutora de eletricidade. Alguns destes materiais são bons isoladores e, por isso, são usados em aplicações elétricas. Em geral, possuem baixas densidades e decompõem-se a temperaturas relativamente baixas [2].

Os cerâmicos são compostos inorgânicos que contêm elementos metálicos e não-metálicos ligados quimicamente entre si. A maioria possui elevada dureza e grande resistência mecânica a elevadas temperaturas, mas têm tendência a ser frágeis. Apresentam baixo peso, boa resistência quer ao calor quer ao desgaste, baixo coeficiente de atrito e propriedades isolantes [1].

Os compósitos são materiais compostos por dois ou mais materiais. Consistem numa mistura de um material de reforço com um material compatível que serve de ligante (matriz), de modo a atingirem determinadas propriedades mecânicas. Pretende-se, deste modo, obter materiais com melhores propriedades mecânicas, em função do uso pretendido. Os componentes, por norma, não se dissolvem uns nos outros e podem ser fisicamente identificados pelas interfaces que os separam [3].

O material usado, como objeto do presente estudo é um material compósito.

2.1.1. Evolução dos materiais compósitos

A importância dos compósitos em engenharia deve-se à obtenção de um material cujas propriedades são geralmente melhores do que as propriedades de cada um dos componentes individualmente, combinando-se dois ou mais materiais diferentes. Este tipo de materiais apresenta comportamentos mais eficientes em aplicações específicas de engenharia, preenchendo, assim, lacunas evidenciadas com a utilização dos materiais tradicionais.

Tem havido grande empenho na procura de materiais com as características apropriadas para os projetos de engenharia, por ser cada vez mais necessário recorrer a materiais muito resistentes, duráveis e capazes de absorver e dissipar energia, sem ocorrência de rotura frágil.

A utilização de materiais compósitos pelo homem já era feita em tempos remotos, por antigas civilizações que já obtinham tijolos pela mistura húmida de barro e palha. Os arcos e carroças eram compostos por paus, ossos e chifres de animais para uso pessoal. Estes antigos compósitos foram mais tarde substituídos por materiais mais resistentes como a madeira e o metal.

Até ao desenvolvimento dos plásticos, as resinas naturais eram a única fonte de ligantes.

No início do século XX, desenvolveram-se os plásticos tais como vinil, poliestireno e poliéster. Estes materiais sintéticos superaram as resinas naturais, uma vez que são modificados por síntese química de forma a melhorar ou alterar as suas propriedades para aplicações específicas [4]. No entanto, os polímeros não eram suficientes para fornecer a força necessária para aplicações estruturais. Assim, foi necessário o uso de reforços para fornecer, por exemplo, força e rigidez.

Em 1935, a Owens Corning apresentou a primeira fibra de vidro. A fibra de vidro, quando combinada com um polímero de plástico, cria uma estrutura forte e ao mesmo tempo, leve [5]. Foi desta forma que se deu o início da indústria dos polímeros reforçados com fibras [6].

Na Figura 2.1 expõe-se a evolução da importância relativa dos quatro materiais básicos usados na construção (metais, polímeros, cerâmicos e compósitos) ao longo do tempo.

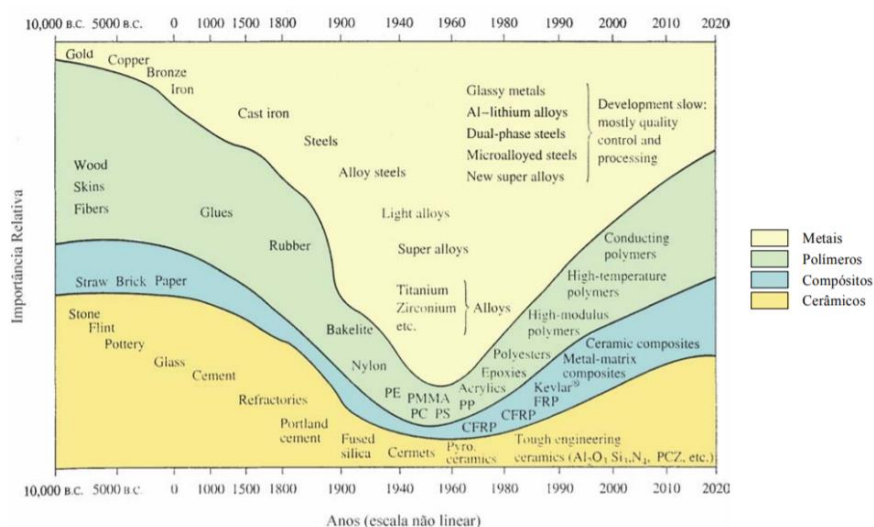


Figura 2.1. Importância relativa dos materiais básicos, ao longo do tempo [7].

2.1.2. Materiais compósitos na indústria naval

Desde meados da década de 1980, o uso de compósitos tem aumentado consideravelmente à medida que se procura reduzir os custos de aquisição e manutenção, bem como melhorar o desempenho estrutural e operacional das embarcações navais.

Os compósitos foram usados pela primeira vez após a Segunda Guerra Mundial, na construção de pequenas embarcações para a marinha dos Estados Unidos da América. Essas embarcações provaram ser resistentes, duráveis e fáceis de reparar, e esses atributos levaram a uma rápida expansão do uso destes materiais em outros tipos de embarcações navais entre os anos 1920 e 1960 [8].

Os primeiros usos destes materiais foram na construção de pequenos barcos de patrulha e embarcações de desembarque. A qualidade de fabrico era relativamente baixa e

os cascos possuíam pouca resistência. Nos últimos anos, sendo aperfeiçoado o *design*, o fabrico e o desempenho mecânico dos compósitos de baixo custo, observou-se um aumento no uso destes materiais para grandes embarcações de patrulha.

Os navios eram feitos, tradicionalmente, de madeira por causa das suas propriedades não-magnéticas. A madeira de alta qualidade tornou-se cada vez mais escassa, deixando de ser uma solução económica [8], pelo que o uso de materiais compósitos se tornou cada vez mais o recurso adotado.

2.1.3. Constituição do material compósito

O material compósito é constituído, conforme já referido, por duas fases distintas, a matriz e o reforço, normalmente fibras, e pela interface que os divide. Na Figura 2.2 está representada uma esquematização de um material compósito.

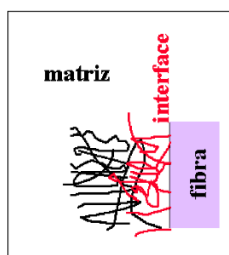


Figura 2.2. Representação genérica de um material compósito [9].

Segundo Metcalfe (1974), a interface é a região de composição química significativamente alterada que constitui a ligação entre a matriz e o reforço [10]. A matriz é responsável por proteger as fibras de ataques químicos e/ou danos mecânicos, tais como o desgaste e todo o tipo de ações exteriores. Tem um papel fundamental na qualidade do acabamento superficial da estrutura. O reforço tem como principal objetivo conferir as propriedades mecânicas ao compósito.

Os compósitos podem ser de matriz polimérica, cerâmica ou metálica.

As matrizes poliméricas, que são as mais utilizadas, podem ser termoendurecíveis ou termoplásticas. A principal diferença entre ambas é que a matriz termoplástica pode ser reutilizável, enquanto a matriz termoendurecível, após a cura, não pode ser reciclada.

As resinas termoplásticas mais importantes, que são usadas como matriz para a obtenção de polímeros reforçados por fibras, são as resinas de poliéster insaturado e as resinas epóxico.

O compósito reforçado por fibra utilizado no presente estudo apresenta como matriz a resina epóxico. Esta resina tem como vantagens: alta resistência mecânica, térmica e química; contração por cura muito baixa, o que se traduz numa boa precisão dimensional na fabricação das peças; excelente adesão a uma grande variedade de fibras e substratos; não apresenta libertação de subprodutos voláteis durante a reação de cura, os quais podem causar a formação indesejada de bolhas e vazios, ou seja, permitem maior segurança no manuseio; e ainda boa relação custo/benefício [11].

Como os reforços são responsáveis pelas propriedades mecânicas dos compósitos, os materiais escolhidos para reforço devem possuir excelentes propriedades mecânicas, e em conformidade com o uso para o qual foram concebidos.

Os materiais compósitos podem ser reforçados por fibras ou por partículas. As propriedades mecânicas dos compósitos reforçados com fibras dependem do tipo de fibra, fração volumétrica, diâmetro, orientação e dimensão das fibras, enquanto as dos compósitos reforçados por partículas dependem do comprimento, forma, distribuição e composição das partículas de reforço. A classificação dos compósitos encontra-se na Figura 2.3.

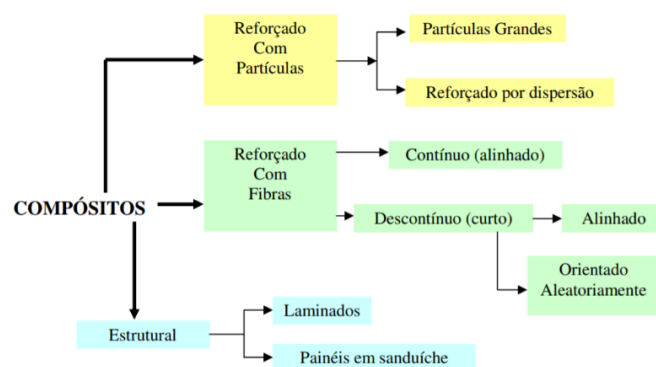


Figura 2.3. Classificação dos materiais compósitos [9].

As fibras utilizadas como reforço podem ser, por exemplo, de vidro, de carbono ou de aramida.

Neste trabalho, foi usada fibra de vidro para reforçar a matriz epóxico, tendo-se obtido um compósito laminado de vidro/epóxico. Estes compósitos apresentam elevada

razão resistência/peso; boa estabilidade dimensional; boa resistência à humidade e à corrosão; boas propriedades de isolamento elétrico; facilidade de fabrico e custo relativamente baixo. Os dois tipos de vidro mais importantes usados na produção de fibras de vidro para compósitos são o vidro E (elétrico) e o vidro S (elevada resistência mecânica).

As fibras de vidro têm resistência à tração e módulo de elasticidade mais baixos, embora apresentem maior alongamento e maior densidade em relação às fibras de carbono e de aramida. Devido à sua versatilidade e baixo custo, as fibras de vidro são o material mais usado para reforçar os plásticos [3].

Na Tabela 2.1 estão indicadas algumas propriedades das fibras de vidro mais utilizadas, do tipo E, S e R.

Tabela 2.1. Propriedades de fibras de vidro do tipo E, S e R [12].

Propriedade	Fibras		
	Vidro E	Vidro S	Vidro R
Densidade (g.cm ⁻³)	2,50	2,49	2,55
Módulo de Young (GPa)	73,0	85,5	86,0
Tensão de rotura (MPa)	3400	4580	4400
Deformação na rotura (%)	4,4	5,3	5,2
Coefficiente expansão térmica (10 ⁻⁶ /°C)	5,0	2,9	4,0

2.2. Mecanismos de falha

Para fazer uma análise estrutural de um material compósito é necessário realizar o cálculo das tensões e, avaliar as falhas e os respetivos danos que são originados na estrutura.

Para materiais compósitos laminados, os principais mecanismos de falha são:

- Fissuração da matriz;
- Rotura da fibra;
- Descolamento das fibras (separação das fibras da matriz);
- Delaminação.

2.2.1. Fissuração da matriz

Para ocorrer a fratura total do compósito, o material da matriz deve fraturar completamente, ou parcialmente. Normalmente o primeiro tipo de dano a surgir no compósito laminado é a fissura da matriz. Só após a ocorrência deste tipo de dano é que se começa a observar os restantes.

As cargas cíclicas aplicadas no material induzem variações na carga que provocam a fissuração da matriz.

Este tipo de falha afeta o desempenho do material, uma vez que permite o contacto entre as partículas do ambiente circundante e as fibras, degradando-as.

2.2.2. Rotura da fibra

A rotura de fibra ocorre, regularmente, em tração, quando a deformação ou a tensão máxima admissível é atingida.

A presença das fibras influencia o modo de cedência do material e, assim, a energia total absorvida, após solicitação exterior.

Esta é a falha mais problemática, uma vez que as fibras são responsáveis pela resistência do compósito. Após a rotura das fibras o compósito perde parte ou a totalidade da sua integridade estrutural.

2.2.3. Descolamento das fibras

A separação entre a matriz e as fibras ocorre quando as fendas se propagam paralelamente às fibras.

O descolamento é promovido pela fraca resistência de ligação entre a matriz e a fibra. Isto ocorre quando as cargas aplicadas alcançam valores elevados, o que provoca que a deformação elástica máxima seja atingida.

2.2.4. Delaminação

Este mecanismo é severo, uma vez que pode reduzir significativamente a rigidez e resistência de um compósito laminado. Assim, deve ser considerado na avaliação de estruturas construídas a partir destes materiais, para uma maior durabilidade e tolerância aos danos.

Ocorre, principalmente, em compósitos compostos por várias camadas e, normalmente, entre camadas com diferentes orientações de fibra, ou propriedades mecânicas distintas. Neste modo de falha, a fissura formada na matriz atravessa camada a camada, até a última ceder. A delaminação apenas surge após rotura de matriz.

A propagação das fendas em Modos de sollicitação puros, I e II, e modo III, tem sido amplamente estudada, mas as estruturas de materiais compósitos são habitualmente sujeitas a combinações desses modos. Na Figura 2.4 estão representados os três modos de propagação de uma fenda.

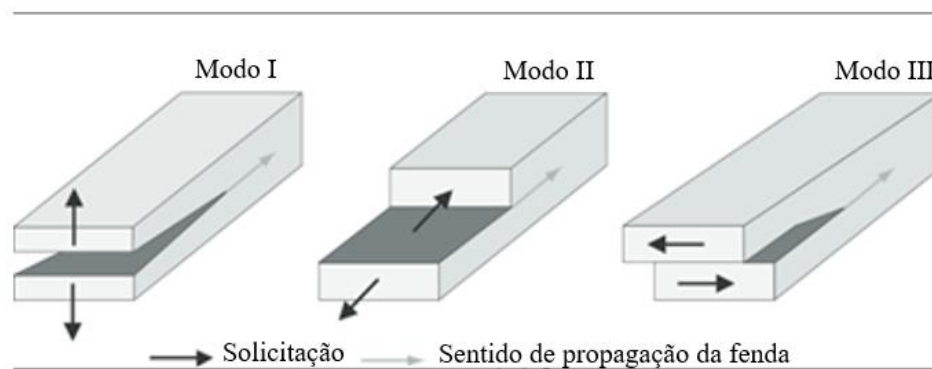


Figura 2.4. Diferentes modos de propagação de uma fenda, adaptada de [13].

2.3. Degradação de materiais compósitos

A degradação de um material corresponde a uma reação destrutiva que pode ser causada por agentes químicos, físicos ou mecânicos. Desta forma, pode ocorrer uma modificação irreversível nas propriedades dos materiais, como por exemplo nos materiais poliméricos.

As estruturas compostas podem estar sujeitas a vários ambientes e condições adversas durante a sua vida útil. Essa exposição pode causar a degradação na integridade estrutural do composto.

Para garantir a durabilidade a longo prazo dos materiais compósitos é necessário avaliar os efeitos das condições ambientais, tais como a humidade e a temperatura, nas suas propriedades mecânicas [14].

Na secção 2.3.1 são apresentados os efeitos da água do mar nas propriedades de compósitos vidro/epóxico. Este estudo tem uma importância elevada, visto que estes materiais são amplamente utilizados na indústria naval.

2.3.1. Influência da água do mar no compósito vidro/epóxico

A água do mar apresenta um efeito corrosivo para muitos metais, o que inviabiliza a sua utilização nas aplicações navais. No entanto, estudos feitos, por exemplo, por Miller *et al.* [15], nas superfícies de fratura de compósitos poliméricos reforçados com fibra de vidro, não encontram evidências de iões salinos dentro do material composto, concluindo que estes iões não entram para o composto. Também Mourad *et al.* [16], concluíram que apesar de serem depositados na superfície das amostras de vidro/epóxico grandes quantidades de sal e oligoelementos, os espectros de raios-X para cortes transversais das amostras não indicaram infiltrações de iões de água do mar na matriz, ou na interface fibra/matriz dos materiais após 1 ano de exposição das amostras à água do mar. Desta forma, o uso de materiais compósitos para aplicações que envolvam ambientes salinos é adequado.

Vários investigadores estudaram o efeito da água do mar em polímeros reforçados com fibras de vidro [16]–[20].

Através do ganho de teor de água, aumenta a probabilidade de degradação do material, através dos seguintes mecanismos [21]:

- Difusão direta das moléculas de água através da matriz e, em alguns casos, através das fibras;
- Fluxo capilar de moléculas de água ao longo da interface fibra/matriz, seguido de difusão da interface para a resina;
- Difusão através de microfissuras, poros e defeitos no material.

Vários estudos foram feitos sobre a absorção de água e a durabilidade de compósitos matriciais à base de epóxico para aplicações marítimas.

A entrada de humidade no material polimérico leva à plastificação, amolecimento e intumescimento do mesmo [22].

A imersão de compósitos em água do mar induz a plastificação e hidrólise e, por vezes, a degradação interfacial da matriz/fibra. A plastificação e a hidrólise (processo de degradação química) aumentam a mobilidade molecular, resultando na queda do valor da

temperatura de transição vítrea da resina (Tg) do compósito e diminuição do módulo e tensão de rotura [16].

Desta forma, estando o material compósito imerso em água do mar durante um determinado período de tempo, as ligações da matriz polimérica começam a romper-se, permitindo que a água penetre nas fibras, provocando variações de volume da matriz, ocorrendo uma mudança nas propriedades mecânicas deste material.

O uso de compósitos de matriz polimérica na indústria naval é mais adequado do que o uso de metais, porque têm uma resistência à corrosão mais elevada. No entanto, não são completamente seguros devido ao enfraquecimento das suas propriedades mecânicas depois de estarem imersos durante algum tempo em água do mar.

Como anteriormente mencionado, as fibras é que fornecem mais resistência ao compósito, portanto, com a sua degradação, diminui a vida útil deste material a operar em ambiente corrosivo. Assim, passado algum tempo, é notável o efeito corrosivo do cloreto de sódio (sal) no material compósito. Está provado que, ao fim do tempo definido de imersão do composto, a sua resistência mecânica diminua [23].

Mourad *et al.* [16], avaliaram o efeito da água do mar, e da temperatura, nas propriedades estruturais do compósito vidro-epóxico para amostras sujeitas de 3 meses a 1 ano de imersão. A absorção de água do mar causou mudanças nas características termofísicas, mecânicas e químicas da matriz de resina epóxico por plastificação e hidrólise. Após 3 meses de imersão à temperatura ambiente (~ 23°C), ocorreu uma diminuição de 10% na resistência à tração, que é explicada pela distribuição não homogênea de água no compósito, que cria tensões localizadas, que atuam como defeitos, levando a uma menor resistência. À medida que a absorção de humidade atinge o equilíbrio, ocorre a liberação das tensões residuais, plastificação e inchamento, na matriz e na interface, levando à recuperação da resistência após 6 meses de imersão. Ao fim de 1 ano de imersão à temperatura ambiente, a presença prolongada de humidade, particularmente na interface, pode, então, ativar um mecanismo lento de degradação, ocorrendo uma diminuição da resistência à tração do material.

Mourad *et al.* [16] no estudo que realizaram, concluíram não ter ocorrido mudanças nas propriedades de resistência à tração e no módulo de vidro/epóxico, após 1 ano de exposição à água do mar, à temperatura ambiente. O dano das fibras não foi visivelmente detetado após este tempo de exposição.

Pavan *et al.* [14] recorreram a laminados de vidro-E/epóxico expostos em água do mar artificial num período de 3600 horas, de forma a comparar a taxa de absorção de humidade a uma temperatura abaixo de 0°C (-10°C) e à temperatura ambiente. Verificaram que, de facto, a temperatura de envelhecimento tem influência na taxa de absorção de humidade e, à temperatura ambiente, os compósitos absorveram maior quantidade de humidade. O estudo de envelhecimento seguiu a lei de difusão de Fick: durante o período inicial, a taxa de absorção de água aumentou linearmente, e após um período de 600 horas, as amostras atingiram o ponto de saturação, e a curva seguiu incrementos graduais e decréscimos na taxa de absorção de água. Na Figura 2.5 está representada a curva de absorção de água para as duas temperaturas que foram estudadas.

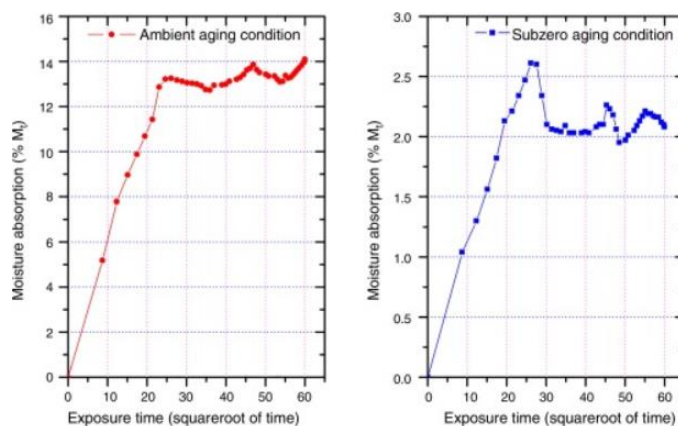


Figura 2.5. Comportamento de absorção de água de laminado vidro/epóxico à temperatura ambiente e a uma temperatura inferior a 0°C [14].

Os resultados deste estudo conduziram a uma redução da tensão de rotura e rigidez final à fratura dos laminados em estudo, bem como à ocorrência de degradação mecânica, química e plastificação do material da matriz, após as amostras estarem em contacto com água do mar por 3600 horas (150 dias). A rigidez do material compósito degradou em 12,4 % para a temperatura ambiente, e em 10,9 % à temperatura de -10°C.

2.4. Ensaios de fadiga uniaxial

Nesta secção é abordado o fenómeno de fadiga, os ciclos de tensão de fadiga e os parâmetros que influenciam os ensaios de fadiga; apresentam-se modelos baseados em

curvas S-N (tensão - número de ciclos) para prever a vida esperada à fadiga, e são discutidos os principais parâmetros que afetam o comportamento à fadiga.

2.4.1. Fenómeno de fadiga

A fadiga é o fenómeno de rotura progressiva de materiais sujeitos a ciclos repetidos de tensão ou deformação. É uma das causas mais comuns de rotura em engenharia para componentes carregados dinamicamente e está associada a 90 % de todas as falhas de serviço mecânico [24].

Segundo a ASTM (*American Society for Testing and Materials*), “fadiga é um processo de alteração estrutural permanente, progressivo e localizado que ocorre num material sujeito a condições produtoras de tensões ou extensões dinâmicas, num ponto ou em vários pontos, e que pode culminar em fissuras ou numa fratura completa, após um número suficiente de variações de carga”.

2.4.2. Ciclos de tensão de fadiga e parâmetros principais

Um ciclo de tensão de fadiga representa a variação da tensão aplicada com o tempo, ou com o número de ciclos de aplicação da carga.

Os principais tipos de ciclos de tensão de fadiga podem dividir-se em:

- Amplitude de tensão constante: alternado, repetido ou pulsante;
- Amplitude de tensão variável: blocos, irregular ou aleatório.

Na Figura 2.6 representam-se os principais ciclos de tensão de fadiga.

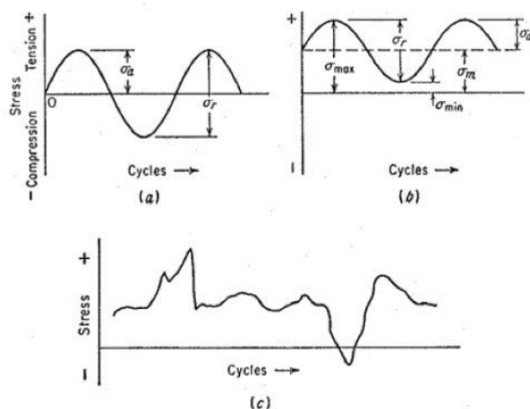


Figura 2.6. Ciclos de tensão de fadiga: a) Alternado; b) Repetido; c) Irregular ou aleatório [25].

A amplitude de tensão, ou tensão alternada do ciclo, é a diferença entre a tensão máxima, $\sigma_{m\acute{a}x}$ (ou a tensão mínima, $\sigma_{m\acute{i}n}$) e a tensão média, σ_m .

A tensão média, σ_m , é dada pela equação (2.1).

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.1)$$

A tensão alternada do ciclo, σ_a , é então dada pela equação (2.2).

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_m \quad (2.2)$$

O ciclo de tensões alternado tem tensão média nula.

O ciclo repetido tem tensão média diferente de zero, podendo esta ser de tração ou compressão. As tensões máxima e mínima podem ser ambas de compressão ou de tração.

O ciclo diz-se pulsante quando a tensão mínima é nula.

A tensão média é quantificada pela razão de tensões, R , definida pela equação (2.3).

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (2.3)$$

Sabendo o valor da razão de tensões, define-se [26]:

- $R = -1$: ciclo alternado;
- $R = 0$: ciclo pulsante;
- $R > 0$: ciclo repetido.

2.4.3. Ensaios de fadiga

Na maior parte dos casos, os ensaios em provetes têm só carácter comparativo, porque raramente se ensaia um provete com uma geometria muito semelhante à da peça em serviço.

Os ensaios em componentes utilizam-se para otimizar as formas geométricas e estabelecer tensões admissíveis.

Os ensaios de fadiga são, normalmente, realizados aplicando solicitações uniaxiais de:

- Flexão rotativa;
- Flexão plana;
- Torção alternada;

- Tração-compressão alternada, repetida ou pulsante.

Podem realizar-se também ensaios multiaxiais, através da sobreposição de solicitações uniaxiais [26].

2.4.4. Caracterização das curvas de resistência à fadiga

As curvas S-N (tensão aplicada em função do número de ciclos de rotura) são obtidas a partir dos ensaios de fadiga, aplicando aos provetes ciclos de tensão a amplitude de tensão constante, e registando o número de ciclos até à rotura, N_r , dos provetes.

O ensaio termina quando se verifica a rotura do provete, ou quando se excede um determinado número de ciclos (10^7 ou 10^8 ciclos).

A equação da curva S-N é dada pela equação (2.4).

$$\log(\sigma_a) = \log(C') - c * \log(N_r) \quad (2.4)$$

As constantes c e C' dependem do material e das condições do ensaio.

Os valores de tensão que são usados na curva S-N são, normalmente, de tensões nominais e não têm em conta concentrações de tensão, tensões residuais ou térmicas.

No ensaio de tração, a tensão nominal usada na curva S-N é o quociente entre a carga aplicada e a área mínima da secção transversal do provete.

Em alguns materiais, tais como os aços e o titânio, a curva S-N é horizontal para uma determinada tensão limite. Para tensões inferiores a esta tensão limite de fadiga, o material pode apresentar vida infinita.

No entanto, em metais não ferrosos, como o alumínio, o magnésio e ligas de cobre, a curva S-N tem uma inclinação que decresce gradualmente com o número de ciclos de rotura, sem nunca se tornar horizontal. Nestes materiais define-se uma tensão limite de fadiga para 10^8 ciclos.

A Figura 2.7 compara as curvas S-N típicas de um aço e um alumínio.

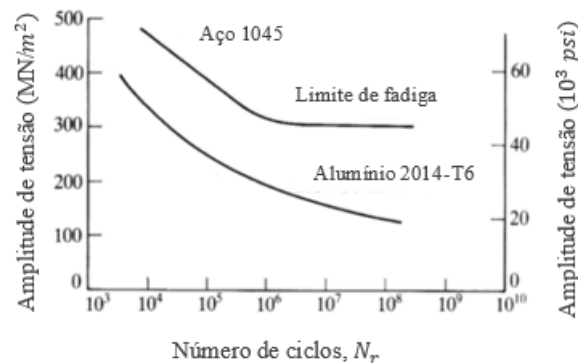


Figura 2.7. Comparação da curva S-N de um aço com a curva S-N de um alumínio (adaptado de [27]).

Nos resultados dos ensaios de fadiga é expectável alguma dispersão devido a vários fatores, tais como as variações nas dimensões e no acabamento superficial dos provetes, falta de homogeneidade do material e nível de precisão da máquina de ensaios. Desta forma, é necessário controlar cuidadosamente estes fatores [26].

2.4.5. Parâmetros do comportamento à fadiga

Os parâmetros mais importantes no comportamento à fadiga são [26]:

- Acabamento superficial, revestimentos e tensões residuais à superfície;
- Geometria e tamanho da peça;
- Concentração de tensões;
- Estado de tensões;
- Meio-ambiente;
- Temperatura;
- Material e tratamento térmico.

A alteração destes parâmetros afeta a resistência à fadiga, com a consequente alteração das curvas S-N.

O acabamento superficial é um dos parâmetros mais importante. As peças produzidas com elevado polimento, e baixa rugosidade, apresentam uma elevada resistência à fadiga. Isto acontece porque estas peças têm menos defeitos superficiais suscetíveis de provocar concentração de tensões, o que dificulta a iniciação de fissuras. Os tratamentos térmicos podem ser utilizados para aumentar a resistência à fadiga.

Um dos principais problemas no projeto de peças à fadiga é prever o comportamento de peças de grandes dimensões, uma vez que as curvas S-N obtidas

laboratorialmente em provetes de pequenas dimensões não se aplicam se o tamanho da peça for diferente do tamanho do provete. Em provetes e peças lisas, sem ter em conta o efeito da concentração de tensões, resultados experimentais indicam que a resistência à fadiga diminui com o aumento do tamanho da peça. O fator mais importante que caracteriza o tamanho da peça é a área da secção transversal.

As curvas S-N sofrem variações quando a tensão média é diferente de zero. Para o mesmo número de ciclos, o aumento do valor da razão de tensões faz aumentar a tensão máxima e diminuir a amplitude da tensão de rotura. Desta forma, o aumento da tensão média provoca a redução da resistência à fadiga.

As fissuras surgem nas irregularidades geométricas das estruturas, tais como entalhes, orifícios, chavetas, soldaduras, concordâncias e em zonas de concentração de tensões. A presença de um entalhe num provete sujeito a carga uniaxial produz três efeitos: concentração de tensão na ponta do entalhe, gradiente de tensões orientado da ponta do entalhe para o centro do provete e um estado triaxial de tensões. O valor do fator de concentração de tensões, K_t , pode ser obtido a partir da teoria da elasticidade, ou usando métodos experimentais e numéricos.

Comparando curvas S-N de provetes análogos, lisos e com entalhes, avalia-se a influência da concentração de tensões na resistência à fadiga. Com o auxílio da Figura 2.8, conclui-se que a curva S-N para o provete com entalhe, fica abaixo da outra, podendo em alguns casos nem sequer haver tensão limite de fadiga.

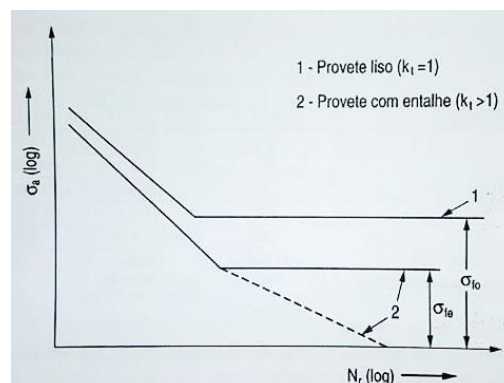


Figura 2.8. Representação do efeito da concentração de tensões na resistência à fadiga [26].

Para provetes com entalhe define-se um fator dinâmico de concentração de tensões, K_f , que corresponde à razão entre a resistência à fadiga de um provete liso e a resistência à fadiga de um provete com entalhe. Este fator depende da severidade do entalhe, do tipo de entalhe, do material, do tipo de solitação e do nível de tensões.

O fator de sensibilidade ao entalhe, q , quantifica a sensibilidade ao entalhe, em fadiga e é dado pela equação (2.5).

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (2.5)$$

Se o fator de sensibilidade ao entalhe for zero, a presença do entalhe não afeta a resistência à fadiga. Se este mesmo fator for igual à unidade, o material é totalmente sensível ao entalhe. Este parâmetro varia com o material, tipo de entalhe, geometria e carga aplicada.

Outro parâmetro que influencia o comportamento à fadiga do material é o meio-ambiente. Quando o meio-ambiente reage quimicamente com o material, pode ocorrer fadiga com corrosão. O ataque corrosivo devido à água salgada, provoca a abertura de defeitos superficiais. Estes defeitos funcionam como pequenos entalhes onde a nucleação de fissuras de fadiga ocorre com facilidade, devido à presença de concentração de tensões. Assim, a resistência à fadiga em ambientes corrosivos é bastante inferior à resistência à fadiga no ar. Através da análise da Figura 2.9, conclui-se que a curva de resistência à fadiga S-N obtida num ambiente corrosivo, está sempre abaixo da curva obtida em ar, e é continuamente decrescente, não apresentado, assim, limite de fadiga.

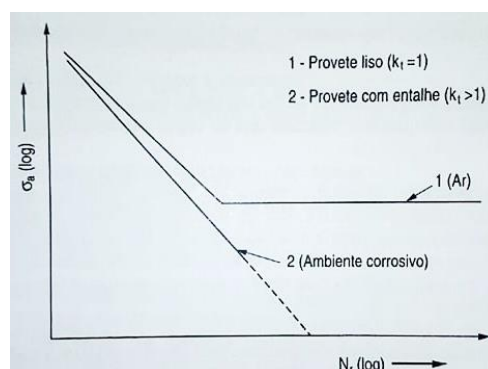


Figura 2.9. Comparação entre as curvas S-N obtidas em ar e num ambiente corrosivo [26].

Existem vários métodos para minimizar os danos provocados pela fadiga com corrosão. A existência de um bom revestimento evita a reação do ambiente corrosivo com o

compósito e garante assim uma boa resistência à fadiga e a existência de tensões residuais de compressão evita a abertura de defeitos superficiais, dificultando assim o acesso do meio corrosivo no material [26].

3. MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Este trabalho consiste em avaliar o efeito da água do mar, com e sem pré-tensão, na degradação das propriedades mecânicas de um compósito laminado com matriz de resina epóxico, reforçado com fibra de vidro.

Neste capítulo são discutidos os materiais utilizados, o seu modo de fabrico e é apresentado o procedimento experimental utilizado.

3.1. Materiais

Para o presente estudo foram produzidas manualmente placas com uma dimensão global de 330×330 mm², utilizando tecido bidirecional de fibra de vidro, 1195P (195 g/m²), e uma resina epóxico Biresin[®] CR122 com um endurecedor Biresin[®] CH122-3. A resina e o endurecedor foram ambos fornecidos pela Sika. A percentagem de endurecedor adicionado foi de 30% em peso da resina, conforme sugerido pelo fabricante.

As placas foram colocadas dentro de um saco de vácuo e, posteriormente, foi utilizada uma prensa para aplicar uma carga de 2,5 kN, durante 12 horas, para manter uma fração de fibra e espessura do laminado constante. Durante as primeiras 4 horas o saco de vácuo permaneceu ligado a uma bomba de vácuo, para eliminar as bolhas de ar existentes no compósito. A pós-cura foi realizada, de acordo com a ficha técnica do fabricante, num forno a 60°C, durante 8 horas.

Os laminados foram produzidos com 2,3 mm de espessura e são constituídos por 12 camadas.

As propriedades da resina epóxico utilizada encontram-se na Tabela 3.1.

Tabela 3.1. Propriedades da resina epóxico utilizada como matriz dos laminados.

Propriedades	Resina Biresin [®] CR122 com endurecedor CH122-3	Unidades
ρ	1170	[kg/m ³]
σ_R	84	[MPa]
E	2800	[MPa]
ε	5,8	[%]
Resistência à flexão	129	[MPa]
Resistência ao impacto	47	[kJ/m ²]
T_g	114	[° C]

Depois de seccionados, os laminados foram todos retificados, numa fresadora, de forma a apresentarem a mesma área de secção. Posteriormente, os laminados foram perfurados. As amostras de cada série foram colocadas em grupo no torno, e depois furadas em simultâneo. Desta forma, tentou-se garantir que os furos fossem muito idênticos, excluindo o primeiro e o último que podem apresentar ligeiras diferenças na furação. Primeiro fez-se um pequeno furo com uma broca mais fina e depois é que se usou a broca com o diâmetro de 5 mm, requerido para o furo.

3.1.1. Geometria

As amostras apresentam todas uma geometria retangular com um furo central, como apresentado na Figura 3.1.

Os provetes têm um comprimento, l , de 165 mm, largura, w , de 22,47 mm e espessura, t , de 2,3 mm. O diâmetro, d , do furo central é de 5 mm, como é possível observar através da Figura 3.2.

**Figura 3.1.** Geometria de todos os provetes que foram ensaiados.

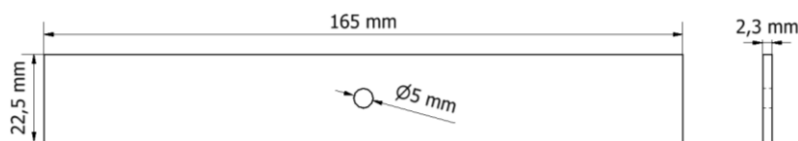


Figura 3.2. Esquema representativo das dimensões típicas de todas as amostras.

Devido à presença do furo, é espectável que a amostra sofra rotura na zona do furo, e não nas amarras, uma vez que este introduz concentração de tensões.

Foram maquinados 40 provetes para serem ensaiados. 4 desses provetes foram testados à tração para avaliar a resistência à tração do material. Todos os restantes provetes foram ensaiados à fadiga. 18 provetes foram ensaiados à fadiga sem serem pré-tracionados, nem sofrerem qualquer ação do meio exterior, ou seja, sem serem imersos em água do mar e foram designados por provetes de controlo. 3 provetes foram pré-tracionados, sem serem imersos, um a 25%, um a 50% e outro a 75% do valor total da tensão de rotura. Foram imersos 15 provetes em água do mar durante 229 dias, sendo que 9 desses provetes foram pré-tracionados, 3 com cada nível de pré-tensão dos atrás mencionados, antes de serem imersos. Os restantes 6 provetes imersos foram ensaiados sem serem pré-tracionados.

3.2. Ensaios de tração

Os ensaios estáticos de tração uniaxial foram realizados em amostras não imersas.

As amostras foram submetidas a um ensaio de tração com a finalidade de avaliar a resistência à tração dos compósitos laminados.

Todos os ensaios foram realizados na máquina SHIMADZU Autograph AGS-X com capacidade de carga máxima de 100 kN, que utiliza o software TRAPEZIUM X para processamento de dados.

Os ensaios decorreram à temperatura ambiente e de acordo com os procedimentos descritos na norma ASTM D 3039 [28]. A velocidade dos ensaios foi de 5 mm/min, para todas as amostras.

A distância entre amarras foi constante para todos os ensaios. Posteriormente, o corpo de prova foi colocado na máquina de testes e foi aplicada uma carga ao material, P .

A carga P é convertida em tensão, σ , com auxílio da equação (3.1).

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (3.1)$$

A deformação da amostra é caracterizada pelo alongamento relativo, através da equação (3.2).

$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} \quad (3.2)$$

Na equação (3.2), l representa o comprimento final da amostra, l_0 representa o seu comprimento inicial e ε é a deformação que a amostra sofreu.

Após o ensaio, analisaram-se os dados, recorrendo ao programa Microsoft Excel.

A curva tensão em função da deformação é obtida a partir das variáveis σ e ε .

Os resultados obtidos nestes ensaios serviram como parâmetros para a caracterização do comportamento à fadiga sob solicitações de carga de tração-compressão, e para definir o valor da pré-carga a ser aplicada aos provetes, conforme referido no ponto 3.1.1.

3.3. Ensaio de fadiga

Os testes de fadiga foram realizados a amplitude de tensão constante, com o auxílio da máquina servo-hidráulica INSTRON 1341, com capacidade de carga máxima de 100 kN.

Os ensaios foram efetuados usando uma onda sinusoidal, para uma razão de tensões, R , de valor 0,1 e uma frequência de 10 Hz. Todos os testes decorreram à temperatura ambiente, de acordo com os procedimentos descritos na norma ASTM D3479 (2012).

A força média, F_m , e a força alternada, F_a , foram calculadas através da equação (3.3) e da equação (3.4), respetivamente.

$$F_m = \frac{F_{m\acute{a}x} + F_{m\acute{i}n}}{2} \quad (3.3)$$

$$F_a = \frac{F_{m\acute{a}x} - F_{m\acute{i}n}}{2} \quad (3.4)$$

A força máxima foi definida para cada amostra e a força mínima foi calculada com auxílio da equação (3.5).

$$F_{mín} = R * F_{máx} \quad (3.5)$$

Na Tabela 3.2 e na Tabela 3.3 estão apresentadas as dimensões mais relevantes, bem como as cargas aplicadas para as amostras que foram sujeitas aos ensaios de fadiga, sem serem imersas em água do mar, e para amostras que foram imersas por 229 dias, respetivamente.

Tabela 3.2. Dimensões relevantes e cargas aplicadas para as amostras não imersas.

Nº	Tempo de imersão [dias]	Pré-carga	w [mm]	t [mm]	d [mm]	F _m [mm]	F _a [mm]
1	-	-	22,56	2,22	5	3,465	2,835
2	-	-	22,56	2,15	5	2,681	2,194
3	-	-	22,51	2,23	5	3,094	2,531
4	-	-	22,46	2,29	5	3,867	3,164
5	-	-	22,58	2,34	5	2,681	2,194
6	-	-	22,44	2,45	5	2,681	2,194
7	-	-	22,35	2,25	5	2,372	1,941
8	-	-	22,51	2,33	5	2,372	1,941
9	-	-	22,29	2,34	5	2,063	1,688
10	-	-	21,98	2,32	5	2,681	2,194
11	-	-	21,90	2,33	5	2,681	2,194
12	-	-	21,97	2,29	5	3,025	2,475
13	-	-	21,89	2,17	5	2,681	2,194
14	-	-	21,97	2,23	5	3,025	2,475
15	-	-	21,86	2,19	5	3,465	2,835
16	-	-	21,93	2,33	5	3,465	2,835
17	-	-	21,81	2,14	5	3,465	2,835
18	-	-	21,96	2,19	5	3,025	2,475
25	-	25%	22,36	2,09	5	3,025	2,475
26	-	50%	22,52	2,13	5	3,025	2,475
27	-	75%	22,50	2,27	5	3,025	2,475

Tabela 3.3. Dimensões relevantes e cargas aplicadas para as amostras que foram imersas por 229 dias.

Nº	Tempo de imersão [dias]	Pré-carga	w [mm]	t [mm]	d [mm]	F_m [mm]	F_a [mm]
1	229	-	22,46	2,24	5	3,025	2,475
2	229	-	22,37	2,23	5	3,025	2,475
3	229	-	22,44	2,28	5	3,025	2,475
4	229	-	22,44	2,03	5	2,681	2,194
5	229	-	22,40	2,02	5	2,681	2,194
6	229	-	22,49	2,32	5	3,273	2,678
7	229	25%	22,46	2,18	5	3,025	2,475
8	229	25%	22,52	2,29	5	3,025	2,475
9	229	25%	22,48	1,99	5	3,025	2,475
10	229	50%	22,35	2,33	5	3,025	2,475
11	229	50%	22,33	2,31	5	3,025	2,475
12	229	50%	22,36	2,29	5	3,025	2,475
13	229	75%	22,49	2,09	5	3,025	2,475
14	229	75%	22,47	2,31	5	3,025	2,475
15	229	75%	22,49	2,36	5	3,025	2,475

Cada amostra foi colocada entre as duas amarras hidráulicas que operam a uma pressão abaixo de 10 bar. Após assegurar o correto posicionamento das amarras, definiram-se as condições do ensaio: força média, força alternada e tipo de onda, recorrendo ao software SAX através do computador.

Para prevenir o dano causado pelas amarras foi colada uma peça de metal (*tabs*) em cada extremidade das amostras (4 peças). As peças de metal foram previamente lixadas, para aumentar a rugosidade e, assim, a aderência da cola ao metal. Na Figura 3.3 é possível ver uma das amostras que foi ensaiada, antes e após a colocação das peças de metal.



Figura 3.3. Amostra sujeita a ensaio de fadiga, com e sem as peças metálicas.

Todos os provetes foram ensaiados até à rotura. Para cada provete, e para cada condição de ensaio, foram registados os valores máximos e mínimos de carga e o número de ciclos até à rotura.

Os resultados destes ensaios foram apresentados sob a gama de tensões em função do número de ciclos até à rotura, isto é, sob a forma de curvas S-N.

3.3.1. Correlação Digital de Imagem (DIC)

No estudo das propriedades de um material anisotrópico, a correlação digital de imagem torna-se uma solução vantajosa, uma vez que analisa globalmente a deformação na superfície do provete, sem necessidade de contacto, e com um procedimento acessível.

As amostras foram previamente preparadas, aplicando-se sobre elas um revestimento de tinta branco e, seguidamente, foram pulverizadas com tinta preta para se produzir um padrão aleatório sobre a superfície dos provetes. Este procedimento permite que as duas câmaras que fazem parte do equipamento VIC consigam detetar e analisar os padrões de manchas de tinta preta na superfície das amostras. Na Figura 3.4 é possível observar uma amostra antes e depois da pintura.

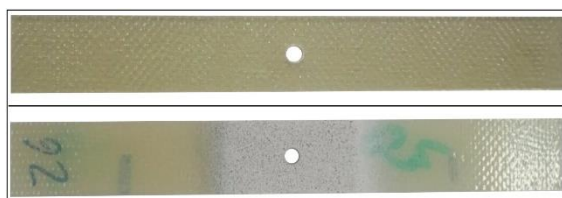


Figura 3.4. Amostra antes e após a pintura.

Após a pintura das amostras, recorreu-se à técnica DIC nos ensaios de fadiga para medir a distribuição de deformação superficial na região do furo. Para tal, foram capturadas uma série de imagens com recurso a duas câmaras de alta velocidade (Point Grey

Grass-2054M-C), posicionadas a aproximadamente 30° (graus), simétricas em relação à superfície dos provetes, na resolução máxima de 1624×1224 pixels.

Foi necessário realizar a calibração do equipamento, tendo para isso sido utilizada uma grade específica com 9×9-1,34 mm.

Na Figura 3.5 está representada a máquina servo-hidráulica INSTRON 1341, utilizada para realizar os ensaios de fadiga, juntamente com o equipamento VIC.

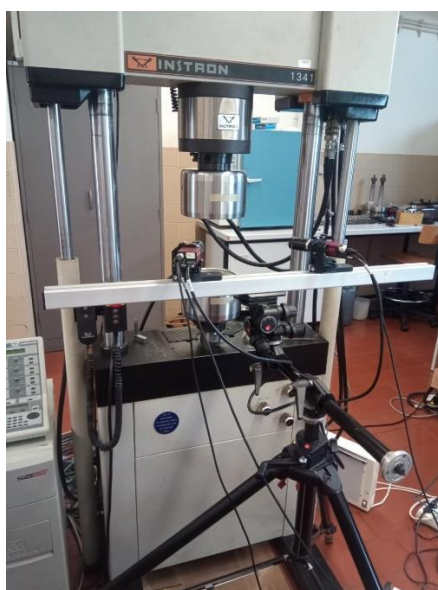


Figura 3.5. Máquina servo-hidráulica INSTRON 1341 com equipamento VIC.

Durante o carregamento, foram capturadas e analisadas as imagens obtidas através destas câmaras, recorrendo a um software especializado, VIC-3D, para determinar os deslocamentos e, através destes, calcular as deformações. Para cada amostra, foi capturada uma imagem antes da aplicação da carga, de modo a servir de imagem de referência, e permitir calcular os deslocamentos em relação a essa imagem.

Esta técnica permitiu obter os campos de deformação na vizinhança do furo para todas as amostras.

3.4. Mecanismos de falha

Após a realização dos ensaios de tração e de fadiga, as superfícies de fratura das amostras que sofreram rotura foram analisadas.

A primeira série de amostras de controlo foi analisada recorrendo a um Microscópio Ótico LEICA MC120 HD DM4000 M LED.

Todas as restantes amostras foram visualizadas recorrendo à Lupa ZEISS Stemi 2000-C.

O Microscópio e a Lupa utilizados para analisar os mecanismos de falha, responsáveis pela fratura das amostras, encontram-se representados na Figura 3.6.



Figura 3.6. Aparelhos utilizados para visualizar as superfícies de fratura das amostras: a) Microscópio Ótico; b) Lupa.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Ao longo deste trabalho foram efetuados vários ensaios experimentais, de tração e de fadiga, de acordo com o procedimento experimental descrito no capítulo 3. Nesta secção são apresentados todos os resultados, bem como a sua análise.

4.1. Absorção de água do mar

As amostras imersas em água do mar, provavelmente, sofrem variações na sua massa devido à absorção de água. Consoante a absorção sofrida pelos provetes, pode-se aferir se o material compósito utilizado poderá estar apto para aplicações que envolvam água do mar.

Para ter em conta a absorção de água, a massa de 4 amostras foi avaliada antes de serem imersas e, posteriormente, foi sendo aferida ao longo do tempo, até ao último dia de imersão.

A balança utilizada para avaliar a massa das amostras encontra-se na Figura 4.1, que efetua medições com precisão até à décima de micrograma.



Figura 4.1. Balança AND GH-202.

A percentagem de água que é absorvida por cada uma destas amostras, tendo em conta o parâmetro m_S , que representa a massa da amostra antes de ser imersa e o parâmetro m_H , que representa a massa da amostra após a mesma ser imersa em água do mar, é calculada pela equação (4.1).

$$\text{Percentagem de absorção de água} = \frac{m_H - m_S}{m_S} * 100\% \quad (4.1)$$

A Tabela 4.1 mostra a percentagem de água do mar que foi absorvida por cada uma das 4 amostras.

Tabela 4.1. Massas e percentagem de absorção de água das amostras.

Nº	m_S [g]	m_H [g]	%
1	14,146	14,245	0,703
2	13,478	13,564	0,641
3	13,879	13,973	0,675
4	13,438	13,519	0,602

Pela análise da Tabela 4.1 conclui-se que a percentagem de água absorvida por todas as amostras não chega a 1%.

Bian *et al.*, estudaram o efeito da água do mar num compósito de resina epóxico com fibra de vidro para um período de imersão de 3 meses e obtiveram resultados semelhantes. Para um volume de fibra de 34%, a percentagem de água do mar absorvida pelo compósito foi de 0,34% e para um volume de fibra de 44%, a percentagem de água do mar absorvida foi de 0,44% [29].

4.2. Ensaios de tração

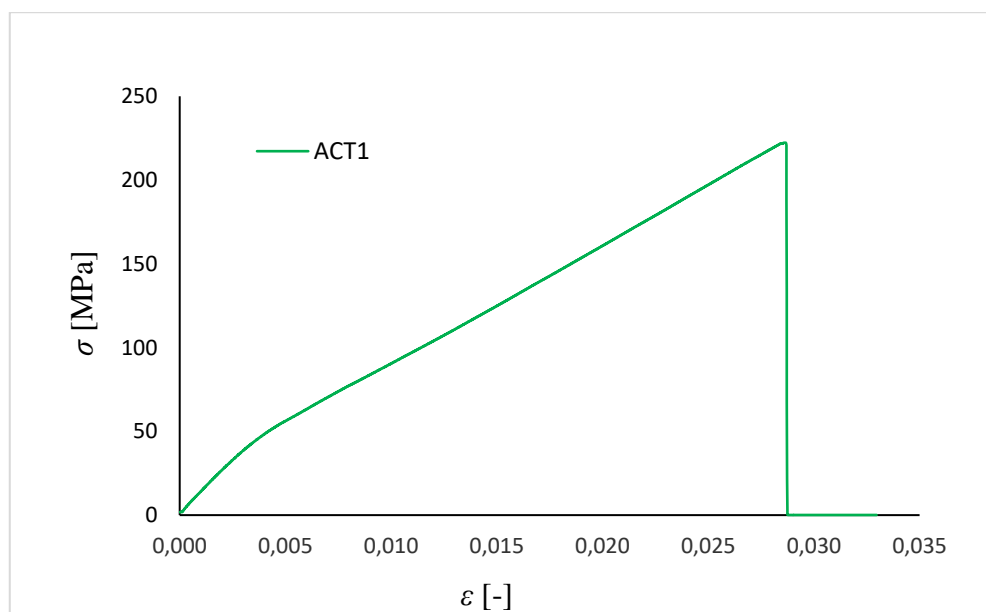
Foram realizados 4 ensaios de tração para conhecer o valor da resistência à tração, uma vez que este parâmetro se torna interessante para definir as cargas a serem aplicadas em testes de fadiga.

Na Tabela 4.2 encontram-se os valores da força, deslocamento, tensão e deformação para as quatro amostras que foram consideradas para a obtenção do valor da tensão máxima. A 4ª amostra apresentou valores fora da gama das restantes 3, pelo que esse resultado não foi considerado no cálculo da resistência à tração do material.

Tabela 4.2. Amostras de controlo ensaiadas para obter a resistência à tração do material.

Nº	F [N]	δ [mm]	σ [MPa]	ε [-]
1	8969	2,87	222,31	0,0287
2	9545	3,19	242,91	0,0319
3	9155	2,33	239,15	0,0233
4	10653	2,81	312,90	0,0281

O gráfico que relaciona a tensão aplicada em função da deformação obtida para uma das amostras de controlo está apresentado na Figura 4.2. Este gráfico é representativo dos restantes.

**Figura 4.2.** Gráfico de tensão em função da deformação para a amostra de controlo de tração 1 (ACT1).

Fazendo a média dos valores de tensão máxima obtidos, conclui-se que a resistência à tração, σ_R , do compósito em estudo tem um valor próximo de 234,79 MPa.

Tendo em conta este valor de tensão máxima obtido, foi aplicada uma pré-tensão de diferentes percentagens (25%, 50% e 75%) a uma série de 12 amostras; 3 amostras de controlo e 9 amostras que foram imersas. Os resultados obtidos para estas amostras encontram-se na Tabela 4.3.

Tabela 4.3. Parâmetros utilizados nos ensaios de aplicação da pré-carga.

Nº	Pré-tensão	σ [MPa]	<i>A</i>	<i>F</i> [N]	Nº	Pré-tensão	σ [MPa]	<i>A</i>	<i>F</i> [N]
1	25%	60	36,49	2190	7	50%	118	39,47	4657
2	25%	60	37,91	2275	8	50%	118	38,95	4596
3	25%	60	41,83	2510	9	75%	175	38,63	6760
4	25%	60	33,58	2015	10	75%	175	36,62	6410
5	50%	118	36,71	4330	11	75%	175	39,95	6990
6	50%	118	41,14	4855	12	75%	175	39,95	6990

4.3. Ensaio de fadiga

Nesta secção é apresentada toda a informação recolhida através dos ensaios de fadiga que foram realizados. É discutido o efeito da imersão do compósito laminado vidro/epóxico em água do mar na vida de fadiga do mesmo, é quantificado o efeito da pré-tensão na vida do compósito, e é feita a análise das superfícies de fratura por Microscopia Ótica, e com o auxílio da Lupa. O comportamento à fadiga das amostras de controlo e das amostras que foram imersas é aqui comparado.

O principal objetivo da realização dos testes de fadiga é obter as curvas S-N para amostras de controlo e para amostras imersas, com e sem pré-tensão.

As curvas S-N foram construídas relacionando a tensão alternada nominal com o número de ciclos até à rotura.

4.3.1. Amostras de controlo

Inicialmente, foram ensaiados 9 provetes de controlo à fadiga, numerados de 1 a 9 e com os parâmetros descritos no procedimento experimental.

A Tabela 4.4 apresenta os resultados dos ensaios da primeira série de testes de amostras de controlo e os valores das tensões aplicadas em cada caso.

Tabela 4.4. Parâmetros da primeira série de testes das amostras de controlo.

Nº	σ_a [MPa]	σ_m [MPa]	N_r [ciclos]	Nº	σ_a [MPa]	σ_m [MPa]	N_r [ciclos]
1	72,74	88,90	74453	6	51,42	62,85	113674
2	58,20	71,13	766661	7	49,72	60,77	814546
3	64,74	79,13	416125	8	47,56	58,13	341042
4	79,00	96,56	2194	9	48,30	59,03	103620
5	53,41	65,28	328452				

Recorrendo à Tabela 4.4, obteve-se a curva tensão alternada versus número de ciclos até à rotura, representada na Figura 4.3.

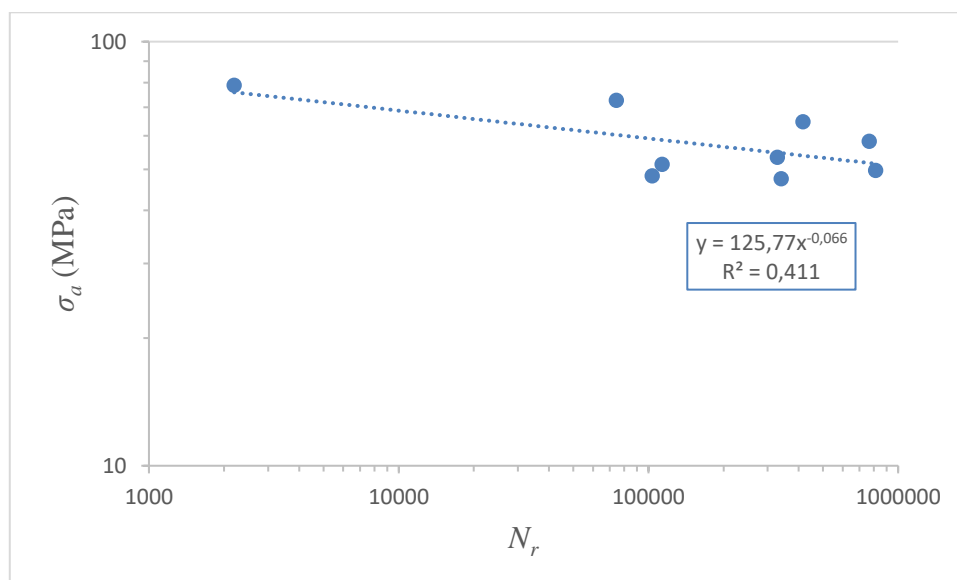


Figura 4.3. Gráfico de tensão alternada em função do número de ciclos até à rotura para a primeira série de ensaios à fadiga.

Através da análise desta curva, conclui-se que os resultados obtidos para estas 9 amostras apresentam elevada dispersão. Isto parece estar associado à complexidade do processo de furação dos provetes, que se traduz em campos de deformação diferentes, na vizinhança do furo, para o mesmo nível de carga aplicada, de amostra para amostra. Assim, de modo a melhorar a reprodutibilidade e repetibilidade dos resultados, foram ensaiados mais 9 provetes, conforme será descrito no ponto 4.3.2.

A utilização de ferramentas tradicionais para fazer o furo de compósitos poliméricos pode causar uma quantidade significativa de danos à superfície. No entanto, já foram projetadas várias ferramentas inovadoras, com um bom desempenho no que diz respeito às forças e danos induzidos durante a perfuração.

Por exemplo, Debnath *et al.* [30], desenvolveram uma broca inovadora com geometria de ponta oca, cujo desempenho foi comparado com uma broca helicoidal convencional. A ferramenta desenvolvida mostrou reduzir a quantidade de forças geradas e os danos resultantes durante a perfuração. Apresentou valores máximos de força e de momento torsor inferiores, e o tempo necessário para produzir um furo do mesmo tamanho que o da broca tradicional foi mais reduzido.

Outros investigadores também desenvolveram ferramentas com melhor desempenho do que as brocas helicoidais, no que diz respeito à perfuração de materiais compósitos poliméricos, com furos de melhor qualidade [31]–[33].

A utilização de uma broca que realize furos de melhor qualidade poderia ser uma forma de diminuir a dispersão de resultados.

4.3.1.1. Heterogeneidade do material

O processo de produção das amostras é muito complexo, o que torna os provetes heterogêneos e muito diferentes na zona do furo. A Figura 4.4, obtida com o auxílio da Lupa mencionada nos ensaios experimentais, evidencia estas diferenças para dois provetes, obtidos nas mesmas condições, antes de serem ensaiados.

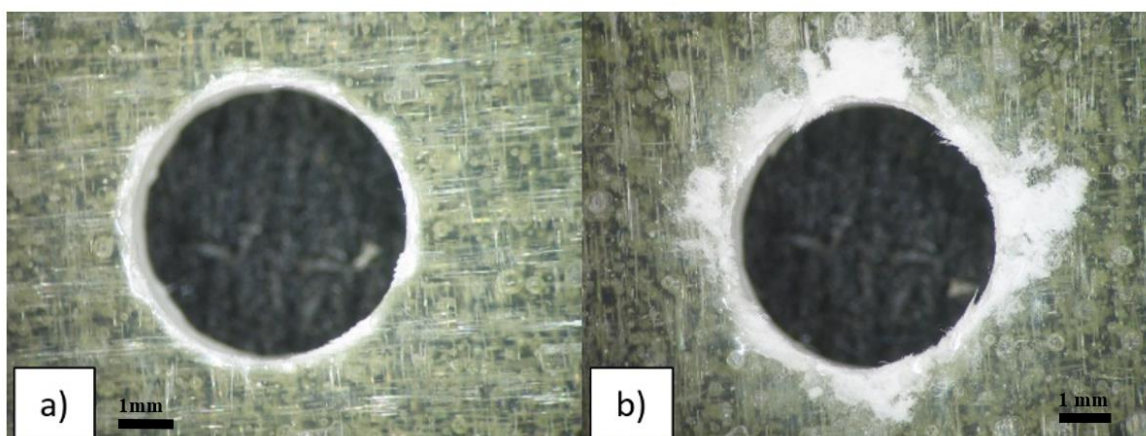


Figura 4.4. Comparação de duas amostras na zona do furo antes de serem ensaiadas à fadiga.

As diferenças do material na zona do furo refletem-se em diferentes campos de deformação, para o mesmo nível de carga, apesar da geometria das amostras ser a mesma. Os diferentes campos de deformação para duas amostras sujeitas a uma carga de 4,3 kN, estão representados na Figura 4.5, e foram obtidos através do software VIC-3D. Torna-se claro, tal como sugerido atrás, que o nível de deformação é bastante diferente de amostra para amostra. Na figura 4.5(a) as deformações máximas estão confinadas a uma pequena região num dos lados do furo, não se observando valores elevados na zona diametralmente oposta. Porém, na Figura 4.5(b), as zonas mais deformadas são mais extensas e surgem em ambos os lados do furo. É, por isso, expectável que estes efeitos se repercutam nas vidas de fadiga das amostras.

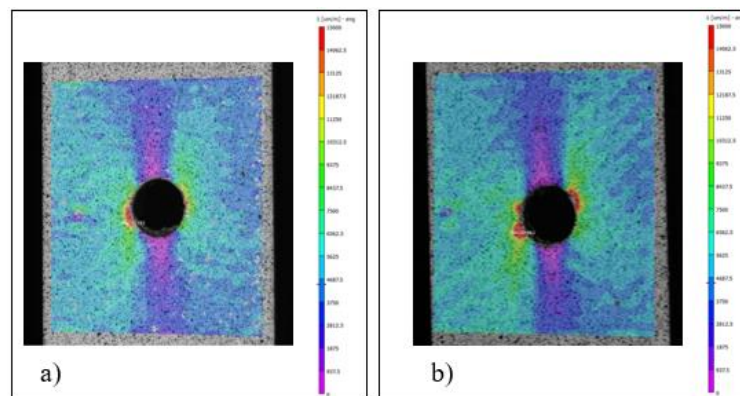


Figura 4.5. Campos da primeira deformação principal em duas amostras distintas sujeitas a uma carga de 4,3 kN.

Tendo em conta as conclusões anteriores, recorreu-se, de acordo com o já mencionado, à técnica DIC, para determinar os campos de deformação inicial que as amostras apresentavam antes de serem ensaiadas, e assim, estabelecer relações entre a deformação inicial e o número de ciclos até à rotura. Com base em análises anteriores (Silva, 2018), optou-se por analisar o campo da primeira deformação principal.

Para além disso, observou-se também periodicamente o dano superficial ao longo do ensaio, usando a mesma técnica. De modo a simplificar o processo de observação, o ensaio foi interrompido, aplicou-se a carga máxima, fez-se a aquisição da imagem, e retomou-se o ensaio até nova observação.

4.3.2. Amostras de controlo ensaiadas com o equipamento VIC

Na segunda série de 9 amostras de controlo, como referido anteriormente, antes da realização do ensaio, recorreu-se ao software VIC-3D, segundo a técnica DIC, para determinar a deformação principal máxima inicial da amostra. Nesta análise determinou-se o valor da deformação máxima para a carga máxima do ensaio e também para uma carga constante de 4,3 kN, de modo a facilitar a comparação de resultados entre as várias amostras.

Na Figura 4.6 é perceptível a linearidade entre a deformação principal máxima e o valor da carga aplicada, para uma amostra de controlo. Na Figura 4.6 mostram-se os campos da primeira deformação principal para três níveis de carga máxima. Como seria expectável, à medida que a carga aplicada aumenta, os valores da deformação principal aumentam. É, também, evidente a presença de zonas com níveis de deformação principal substancialmente maiores junto às imediações do furo, quando a carga aplicada sobe. Com base nos valores de deformação principal máxima e da carga aplicada correspondente, apresentados na legenda da Figura 4.6, foi possível concluir que há linearidade entre as duas variáveis.

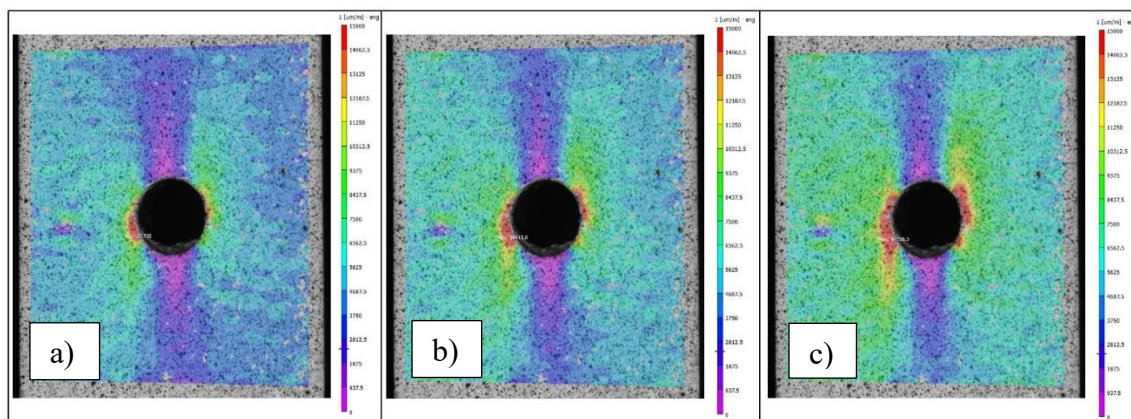


Figura 4.6. Linearidade entre a deformação principal máxima e o valor da carga aplicada na amostra, para a amostra de controlo nº3: a) Deformação de 31735 $\mu\epsilon$ para uma carga de 4,3 kN; b) Deformação de 39413,8 $\mu\epsilon$ para uma carga de 4,875 kN; c) Deformação de 47756,5 $\mu\epsilon$ para uma carga de 5,5 kN.

A Tabela 4.5 apresenta os parâmetros para construir as curvas S-N, para a nova série de testes das amostras de controlo ensaiadas. Na mesma tabela apresentam-se também os valores máximos iniciais da primeira deformação principal obtidos nos ensaios.

Tabela 4.5. Parâmetros da série de testes das amostras de controlo, tendo em conta a deformação inicial.

Nº	σ_a [MPa]	σ_m [MPa]	N_r [ciclos]	$\epsilon_{li\ máxima}$	Nº	σ_a [MPa]	σ_m [MPa]	N_r [ciclos]	$\epsilon_{li\ máxima}$
1	55,68	68,05	422245	0,0256	6	65,50	80,06	25034	0,0751
2	55,70	68,08	412341	0,0423	7	76,66	93,70	13758	0,0268
3	63,60	77,73	121935	0,0478	8	71,88	87,86	27874	0,0309
4	50,66	61,91	688532	0,0283	9	78,93	96,47	6831	0,0403
5	59,94	73,25	294177	0,0223		66,53	81,32	44800	0,0396

A Figura 4.7 mostra a curva de tensão alternada em função do número de ciclos até à rotura para esta série de amostras de controlo. Esta curva S-N foi obtida recorrendo às variáveis da Tabela 4.5.

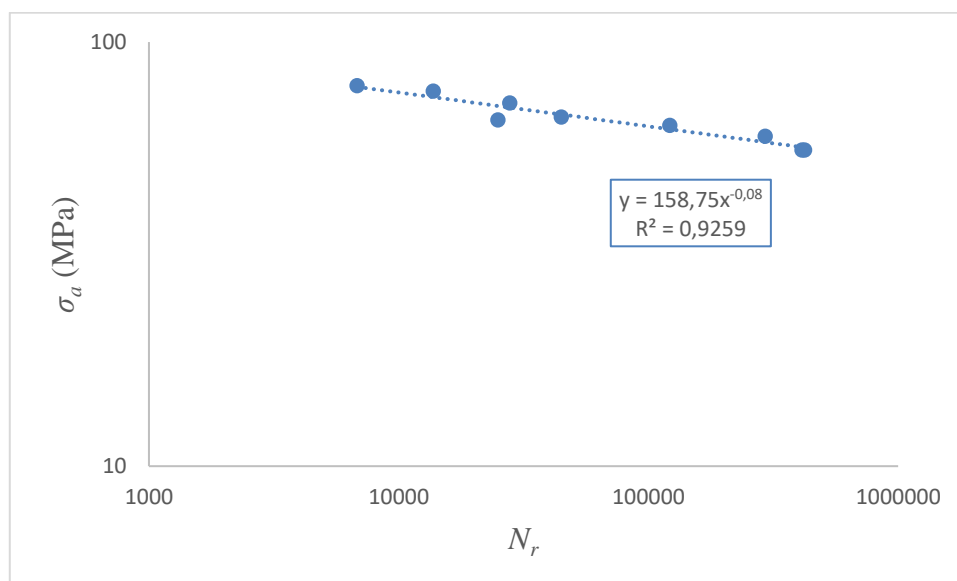


Figura 4.7. Curva de tensão alternada em função do número de ciclos até à rotura para a nova série de amostras de controlo.

Os pontos que fazem parte da curva apresentam muito menos dispersão, com um coeficiente de correlação, R, de valor 0,962.

4.3.3. Amostras imersas sem pré-carga VS Amostras de controlo

A Tabela 4.6 apresenta os parâmetros para construir as curvas S-N para a série de testes das amostras imersas durante 229 dias em água do mar, ensaiadas tendo em conta as informações obtidas a partir da deformação principal máxima inicial.

Tabela 4.6. Parâmetros da série de testes das amostras imersas.

Nº	σ_a [MPa]	σ_m [MPa]	N_r [ciclos]	ϵ_{II} máxima	Nº	σ_a [MPa]	σ_m [MPa]	N_r [ciclos]	ϵ_{II} máxima
1	63,28	77,35	30804	0,0399	4	62,06	75,85	627895	0,0271
2	63,88	78,08	143463	0,0392	5	62,42	76,29	449198	0,0395
3	62,14	75,95	52168	0,0352	6	65,88	80,52	24015	0,0268

A Figura 4.8 mostra a variação da tensão alternada em função do número de ciclos até à rotura para os provetes de controlo e para os provetes imersos, e foi obtida recorrendo à Tabela 4.5 e à Tabela 4.6.

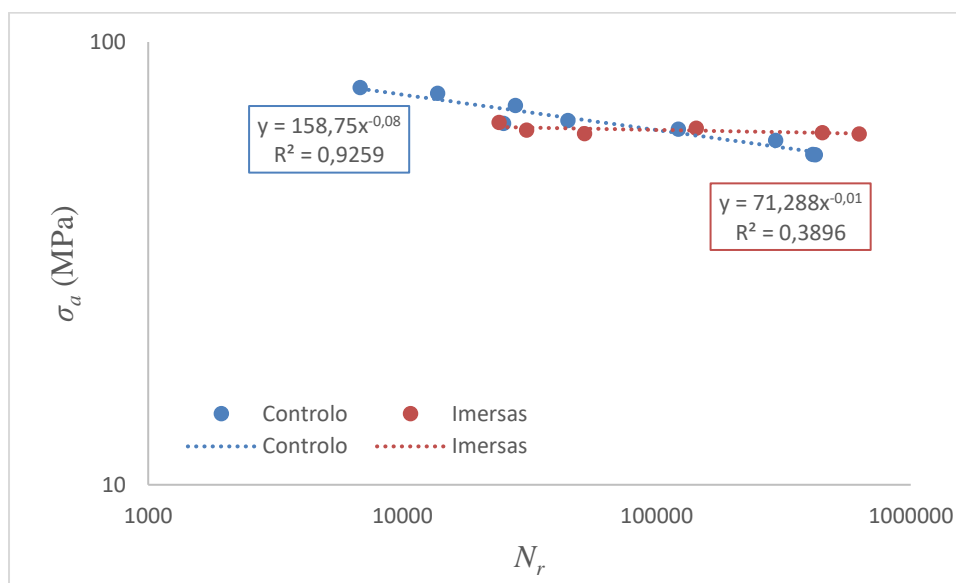


Figura 4.8. Variação da tensão alternada com o número de ciclos até à rotura das amostras de controlo e das amostras imersas em água do mar sem pré-tensão.

A curva obtida para as amostras de controlo apresenta uma correlação mais elevada (R de 0,962), o que se traduz em menos dispersão dos resultados obtidos, do que a curva obtida para as amostras imersas (R de 0,624).

O declive da curva S-N, para as duas situações representadas, é bastante distinto. A curva descrita pelos provetes imersos é praticamente horizontal. Isso traduz-se numa redução da vida relativamente aos provetes não imersos para tensões mais elevadas, e o efeito contrário para tensões mais baixas. Para além disso, as amostras tornam-se muito sensíveis aos valores de tensão, como se pode observar na Tabela 4.6.

Um comportamento idêntico foi verificado por Boisseau *et al.* através do estudo do efeito da imersão de um compósito laminado de vidro/epóxico por 8 meses (240 dias) em água do mar substituta a 50°C. Uma vez que o fator temperatura acelera o processo de degradação do material, através da análise da curva S-N concluiu-se uma redução da vida à fadiga mais evidente. Para valores de tensão mais elevados, também obtiveram uma redução da vida à fadiga para as amostras imersas, em relação às amostras de controlo [34].

A Figura 4.9 mostra a variação da deformação principal máxima inicial em função do número de ciclos até à rotura para os provetes de controlo e para os provetes imersos.

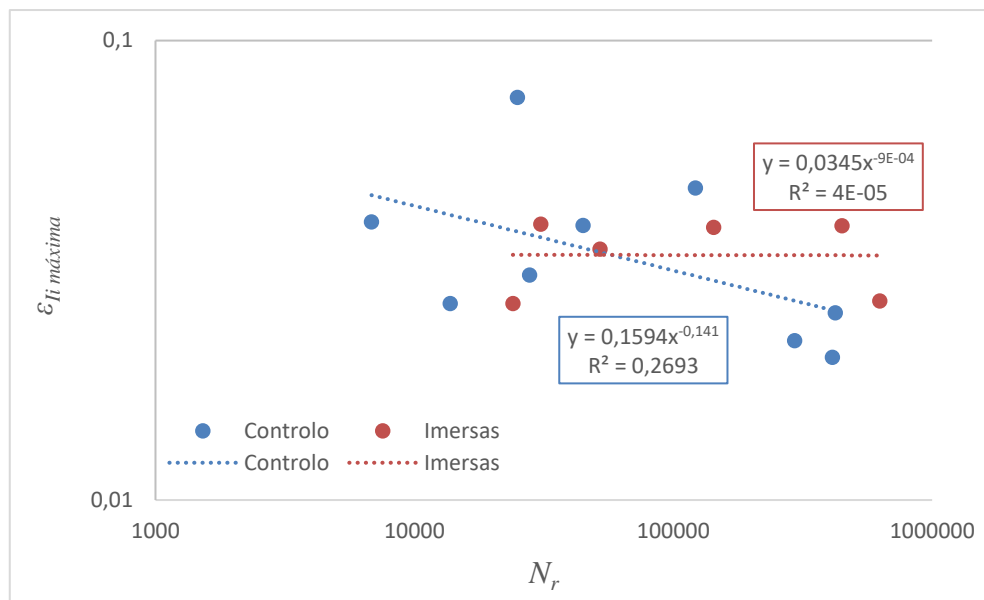


Figura 4.9. Variação da deformação principal máxima inicial com o número de ciclos até à rotura das amostras de controlo e das amostras imersas em água do mar.

No que diz respeito às relações entre a deformação inicial máxima na vizinhança do furo com o número de ciclos até à rotura, tal como se mostra na Figura 4.9, não é possível tirar conclusões, uma vez que, para as duas situações representadas, não foi possível obter uma boa correlação entre as duas variáveis. A análise dos campos de deformação principal na vizinhança dos furos sugere que o problema pode estar associado ao facto de, em certos casos, a deformação obtida pelo software VIC-3D, não ter sido determinada no bordo do furo mas numa zona ligeiramente afastada, o que parece ser explicado pela incapacidade do software em fazer, com precisão, a aquisição de informação nessa zona de fronteira, talvez devido aos diferentes níveis de dano resultantes da furação.

Como o software VIC-3D parece não ser capaz de determinar o valor real máximo na extremidade do furo para a deformação principal, recorreu-se a uma nova estratégia baseada em dois novos parâmetros definidos a partir dos campos de deformação principal que são descritos na secção 4.3.4.

4.3.4. Deformação principal máxima corrigida

Uma vez que a curva de deformação principal máxima inicial em função do número de ciclos até à rotura não permitiu obter boa correlação, foram estudados dois parâmetros com o objetivo de tentar corrigir esta dispersão de resultados. Estes parâmetros baseiam-se numa tentativa de determinar um valor efetivo representativo do campo de deformações na zona do furo, ao invés da primeira abordagem que se baseou no valor de uma única coordenada junto ao bordo.

4.3.4.1. Deformação principal inicial efetiva, ϵ_{Ii} efetiva

Recorrendo-se ao software VIC-3D obteve-se a distribuição da deformação principal ao longo de uma linha horizontal desde a borda do furo até à extremidade da amostra, para a carga máxima aplicada no ensaio. A linha horizontal permite saber os valores da deformação principal em todas as coordenadas que atravessa. Na Figura 4.10 está representada essa linha para uma das amostras ensaiadas.

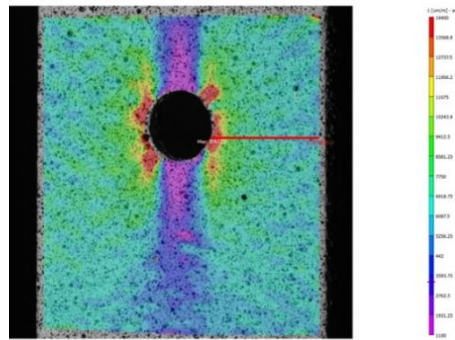


Figura 4.10. Representação da linha horizontal desde a borda do furo até à extremidade da amostra.

As coordenadas de todos esses pontos, bem como os valores da deformação principal, foram analisados recorrendo ao software Microsoft Excel.

Após ter sido feito um gráfico que relaciona a deformação principal em função da coordenada de posição x ($x=0$ corresponde à vizinhança do furo) para todas as amostras, à carga inicial máxima, obteve-se uma função polinomial, pelo método dos mínimos quadrados, para cada amostra. Para todas as amostras, considerou-se a função até uma distância de 2 mm da extremidade do furo.

Na Figura 4.11 está representada uma curva típica da deformação versus coordenada à extremidade do furo e a respetiva equação para uma amostra de controlo.

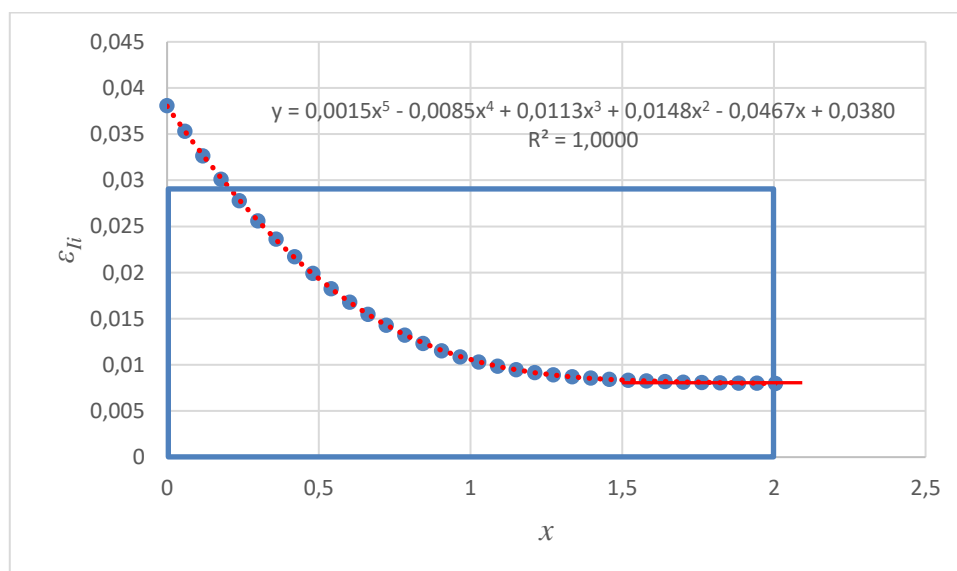


Figura 4.11. Curva deformação principal em função da coordenada x , para a carga inicial máxima, para uma amostra de controlo (amostra de controlo nº9).

De modo a caracterizar o estado de deformação na zona do furo, obteve-se o valor médio da deformação até uma coordenada de 2 mm, por ser a coordenada à qual o valor da deformação principal máxima estabiliza, conforme representado na Figura 4.11.

A Figura 4.12 relaciona os valores obtidos para a deformação principal inicial efetiva em função do número de ciclos até à rotura, para a série das amostras imersas e para a série das amostras de controlo.

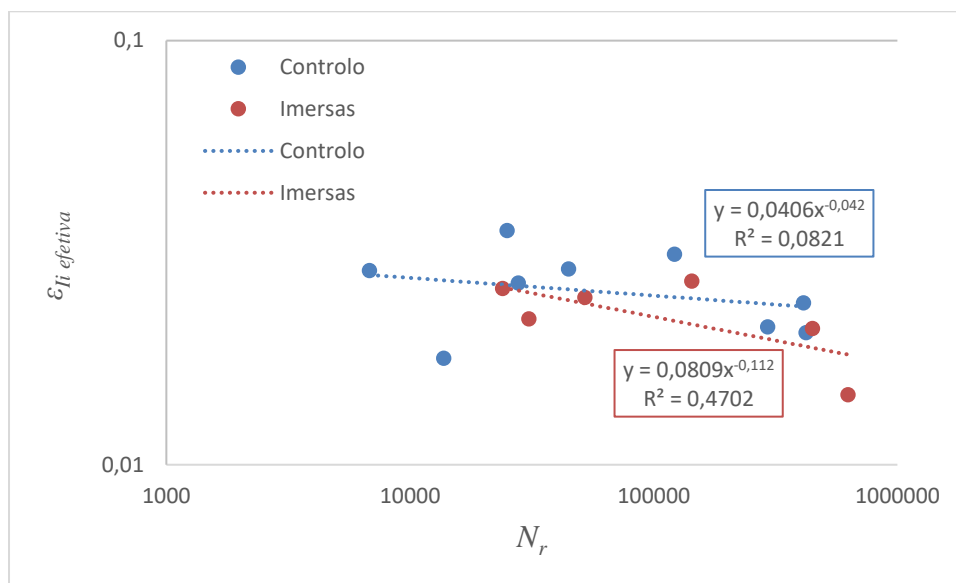


Figura 4.12. Comparação da curva deformação principal inicial efetiva em função do número de ciclos até à rotura, para as amostras imersas e as amostras de controlo.

Embora os resultados melhorem relativamente aos da Figura 4.9, o gráfico representado na Figura 4.12 continua a apresentar elevada dispersão de resultados, concluindo-se, assim, que através da deformação principal inicial efetiva, $\epsilon_{II\text{ efetiva}}$, não se obtiveram resultados suficientemente precisos. De uma forma geral, para vidas mais curtas, os resultados parecem mostrar menor efeito da imersão em água salgada, havendo uma aparente aproximação das duas curvas de deformação - vida.

4.3.4.2. Deformação principal inicial remota, $\epsilon_{II\text{ remota}}$

Numa segunda abordagem tentou-se obter a deformação principal inicial numa zona relativamente afastada do furo, com o objetivo de se considerar a deformação remota. Este parâmetro foi obtido, novamente, recorrendo aos gráficos de deformação versus posição

recolhidos através do software VIC-3D, ao longo da linha horizontal descrita anteriormente. De modo a termos um critério objetivo na determinação desta variável, obteve-se o valor de deformação principal inicial correspondente à coordenada com declive nulo, como esquematizado na Figura 4.11.

A Figura 4.13 relaciona a deformação principal inicial remota com o número de ciclos até à rotura para as amostras imersas e as amostras de controlo.

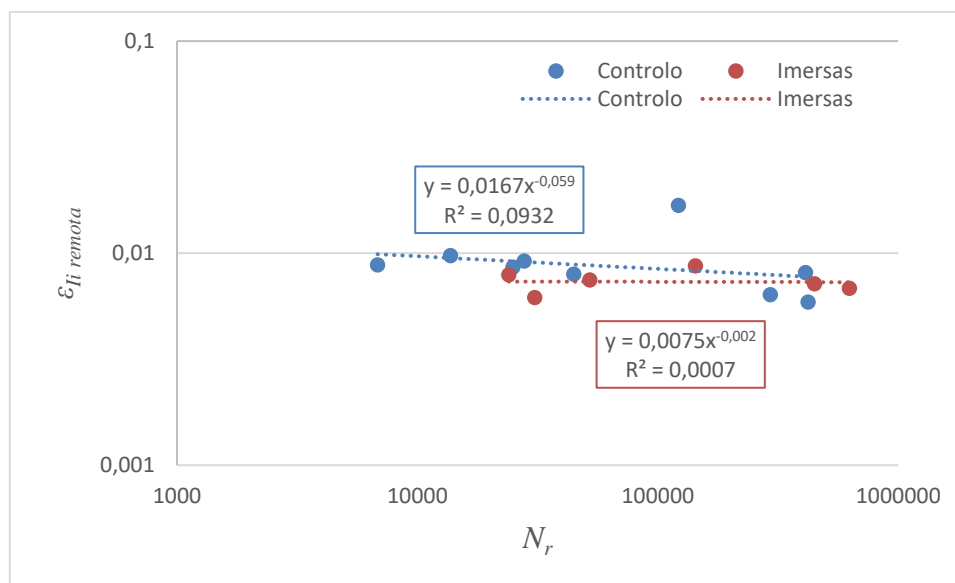


Figura 4.13. Comparação da curva de deformação principal inicial remota em função do número de ciclos até à rotura, para as amostras imersas e as amostras de controlo.

Do gráfico representado na Figura 4.13 conclui-se que deformações principais iniciais mais elevadas traduziram-se, para a maior parte das amostras, em menor número de ciclos até à rotura. No entanto, para os provetes imersos, esta conclusão não é tão evidente o que pode ser explicado pela alteração do declive da curva de deformação principal inicial remota em função do número de ciclos até à rotura. Globalmente, observa-se novamente uma redução da vida, em termos médios, dos provetes imersos em água do mar quando comparados com os provetes de controlo. É, contudo, importante tentar encontrar um parâmetro que permita relacionar o estado de deformação, e ou tensão, local ou global com a vida à fadiga. A abordagem baseada na distância crítica parece apresentar algum potencial pelo que poderá ser interessante aprofundar e otimizar o conceito.

4.3.5. Amostras imersas com pré-carga VS amostras de controlo

Na Tabela 4.7 encontram-se os parâmetros da série de testes das amostras pré-carregadas e imersas durante 229 dias.

Tabela 4.7. Parâmetros das amostras imersas com pré-carga.

Nº	Pré-carga	σ_a [MPa]	σ_m [MPa]	N_r [ciclos]	ϵ_{II} máxima	Nº	Pré-carga	σ_a [MPa]	σ_m [MPa]	N_r [ciclos]	ϵ_{II} máxima
1	25%	65,11	79,58	40344	0,0296	6	50%	62,26	76,09	94733	0,0311
2	25%	61,79	75,52	29185	0,0328	7	75%	67,59	82,60	301479	0,0404
3	25%	71,03	86,81	193484	0,0243	8	75%	61,24	74,85	47153	0,0239
4	50%	61,31	74,93	23195	0,0339	9	75%	59,95	73,27	94901	0,0259
5	50%	61,92	75,69	68173	0,0223						

Através da análise da Tabela 4.7, é possível concluir que, em média, as amostras imersas sujeitas a 50% de pré-carga ($N_r = 62033$ ciclos) apresentaram um número de ciclos até à rotura mais reduzido do que as amostras sujeitas a 25% ($N_r = 87671$ ciclos). No entanto, as amostras imersas com uma percentagem de pré-carga de 75% apresentaram um valor médio de número de ciclos até à rotura de 147844 ciclos, mais elevado do que as restantes, o que teoricamente não seria esperado. Como possíveis causas para este resultado pode estar novamente a heterogeneidade e complexidade do processo de fabrico desta geometria, nomeadamente o processo de furação.

Com base nos resultados da Tabela 4.7 é também possível observar, que as 3 séries diferentes de amostras não apresentam o mesmo nível de desvio em relação à média e que as amostras imersas com 75% de pré-carga têm um desvio mais elevado.

Na Figura 4.14 estão representadas as curvas de rigidez calculadas com base no quociente entre a variação de carga (ΔP) e a variação do deslocamento ($\Delta \delta$), em função do número de ciclos, para as amostras de controlo, as amostras imersas sem pré-carga e as amostras com os diferentes níveis de pré-carga (25%, 50% e 75%). Estas curvas foram obtidas através do tratamento de dados dos ficheiros criados pelo software SAX para cada ensaio.

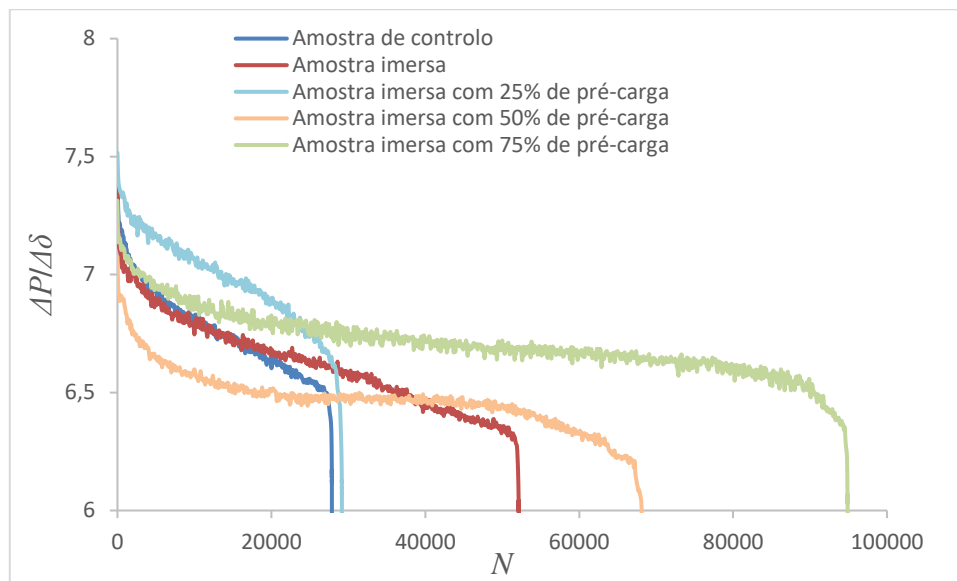


Figura 4.14. Curva que relaciona a rigidez com o número de ciclos para as várias situações estudadas.

Através da comparação das curvas apresentadas na Figura 4.14, conclui-se que a rigidez diminui de forma mais acentuada nos primeiros ciclos a que a amostra é submetida, numa fase intermediária o parâmetro diminui de forma muito pouca significativa e, quando se aproxima da rotura, há uma diminuição rápida e progressiva que culmina com a falha final. É, também, evidente que a fase intermédia é aquela que ocupa maior percentagem na vida da amostra, independentemente das condições dos ensaios. Este comportamento é justificado pelo aumento do deslocamento com o número de ciclos, para o mesmo nível de carga aplicada, devido ao dano crescente que os esforços de fadiga induzem na peça.

4.3.6. Evolução de dano

De modo a que fosse mais perceptível o processo de acumulação de dano nas amostras, e tal como referido anteriormente, fez-se uma monitorização periódica do valor máximo da deformação principal usando o software VIC-3D. Procurou-se definir intervalos de observação que assegurassem, pelo menos, 10 aquisições distintas durante cada ensaio.

O gráfico representado na Figura 4.15 mostra um exemplo da evolução de dano em função do número de ciclos para uma das amostras de controlo.

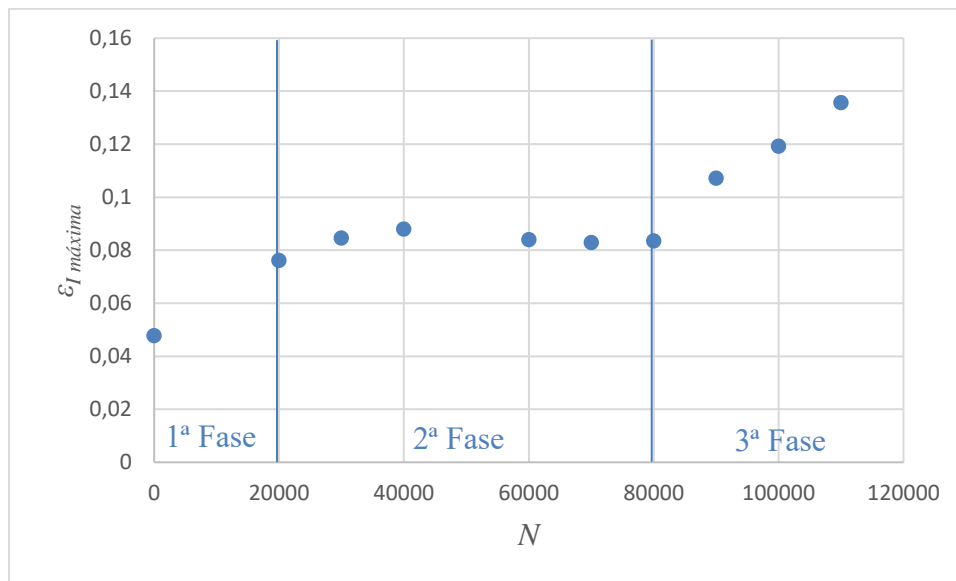


Figura 4.15. Curva da deformação principal máxima em função do número de ciclos para uma amostra de controlo (amostra de controlo nº3).

Verificou-se que todas as amostras apresentaram um comportamento semelhante, durante os ensaios de fadiga, independentemente da carga aplicada e do número de ciclos até à rotura.

Todas as amostras têm um comportamento dividido em três fases distintas. Numa fase inicial, que ocorre nos primeiros ciclos do ensaio, há um grande aumento da deformação principal máxima; numa fase intermédia, que decorre durante grande parte da vida à fadiga da amostra, esta deformação estabiliza; e na fase final surge um aumento rápido da deformação principal máxima até se verificar a rotura total do material.

Para a amostra de controlo representada na Figura 4.15, a primeira fase representou, aproximadamente, 18% da sua vida à fadiga, a fase intermédia um valor aproximado de 55%, e a fase final uma percentagem de 27% da vida da amostra.

Na Figura 4.16 está representada a evolução do campo de deformação principal ao longo do ensaio, com base nas imagens obtidas através do software VIC-3D, para a mesma amostra cujo gráfico está representado na Figura 4.15. A escala de cores encontra-se na Figura A.1 do Apêndice A, de forma a ficar mais visível. A acumulação de dano devido à aplicação das cargas cíclicas é claramente observada. Na Figura 4.16(a) regista-se uma zona de deformação principal máxima apenas na vizinhança do furo. Porém, numa fase mais avançada do ensaio, como se pode ver na Figura 4.16(b), as zonas de deformação principal

mais elevadas têm extensões muito mais vastas, atuando não só junto ao furo, mas também em áreas bem mais distantes. Além disso, é também evidente que o nível de deformação principal aumentou consideravelmente em todo o provete, como mostram as zonas a amarelo e verde existentes na Figura 4.16(b). À medida que a carga continua a ser aplicada na amostra (Figura 4.16(c)), os efeitos descritos anteriormente tornam-se ainda mais claros, as zonas de deformação principal máxima alastram de forma evidente para regiões já bastante afastadas do furo, e o nível de deformação na área observada sobe significativamente. Além disso, tal como se representa pela seta a preto, torna-se visível uma zona de deformação principal elevada que parece indiciar a presença de uma fissura gerada devido à aplicação da carga.

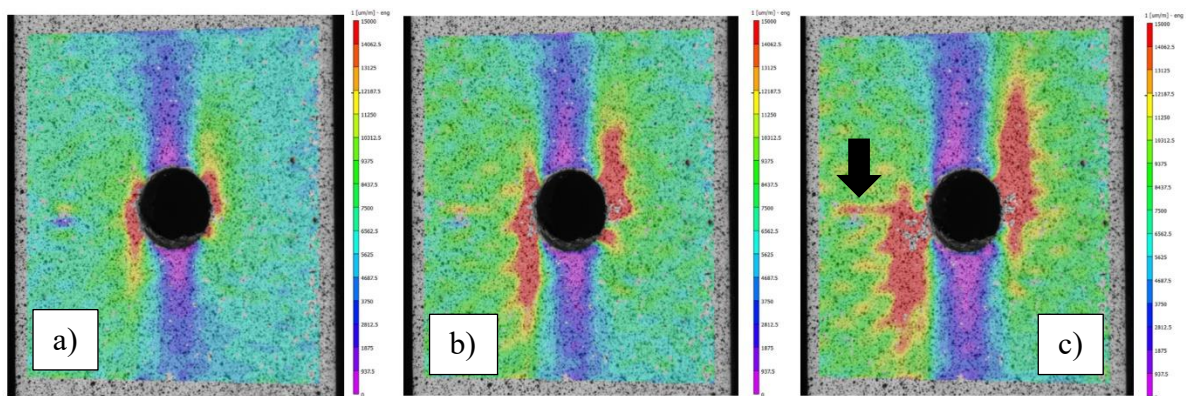


Figura 4.16. Evolução da deformação principal (amostra de controlo nº3): a) No início do ensaio; b) Ao fim de 60000 ciclos; c) Ao fim de 110000 ciclos.

Na Figura 4.17, Figura 4.18, Figura 4.19 e Figura 4.20 está representada a evolução do campo de deformação principal ao longo dos ensaios, com base nas imagens obtidas através do software VIC-3D, para uma amostra imersa e para três amostras imersas com os diferentes níveis de pré-carga estudados, respetivamente. É possível constatar que a evolução de dano se processa da mesma forma para os vários casos representados. É interessante observar, na fase final dos ensaios, que as zonas de maior deformação tendem a evoluir, em direções diametralmente opostas, para áreas já bastante afastadas do furo. Nesta fase dos ensaios, as zonas mais solicitadas passam a ocupar áreas relativamente significativas das amostras, o que parece sugerir que o dano se torna generalizado, ao contrário da fase inicial, onde é diminuto e muito localizado, nas imediações do furo.

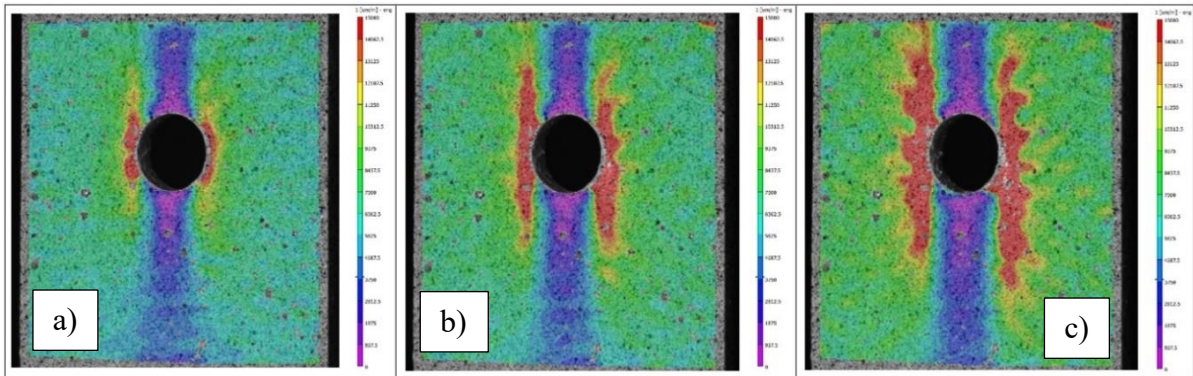


Figura 4.17. Evolução da deformação principal numa amostra imersa (amostra imersa nº2): a) No início do ensaio; b) Ao fim de 40000 ciclos; c) Ao fim de 140000 ciclos.

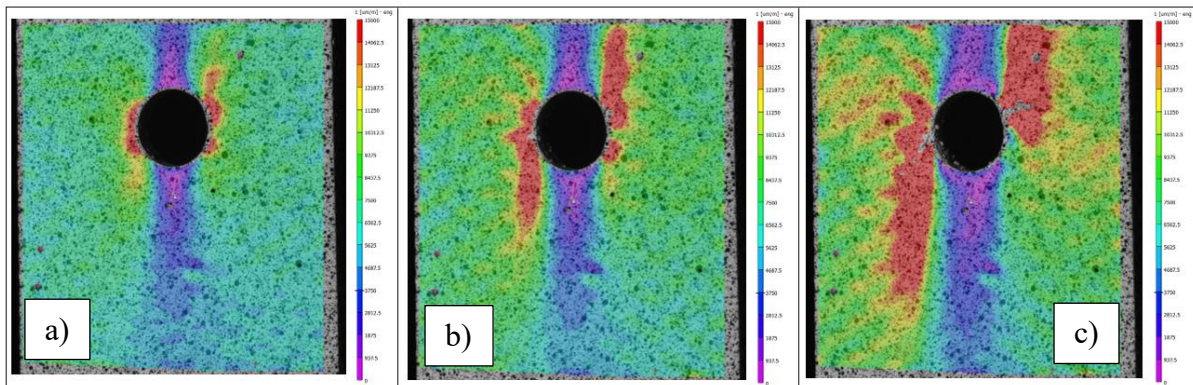


Figura 4.18. Evolução da deformação principal numa amostra imersa com pré-carga a 25% (amostra imersa com pré-carga nº1): a) No início do ensaio; b) Ao fim de 16000 ciclos; c) Ao fim de 40000 ciclos.

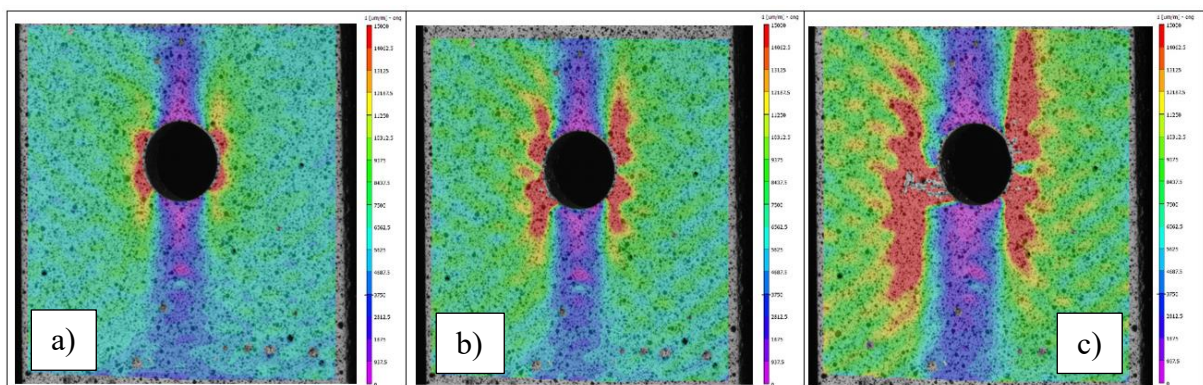


Figura 4.19. Evolução da deformação principal numa amostra imersa com pré-carga de 50% (amostra imersa com pré-carga nº6): a) No início do ensaio; b) Ao fim de 50000 ciclos; c) Ao fim de 93607 ciclos.

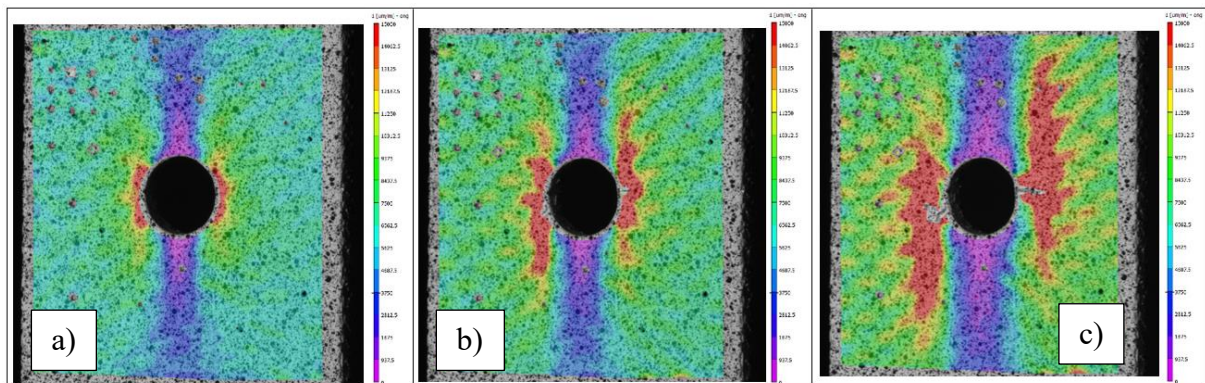
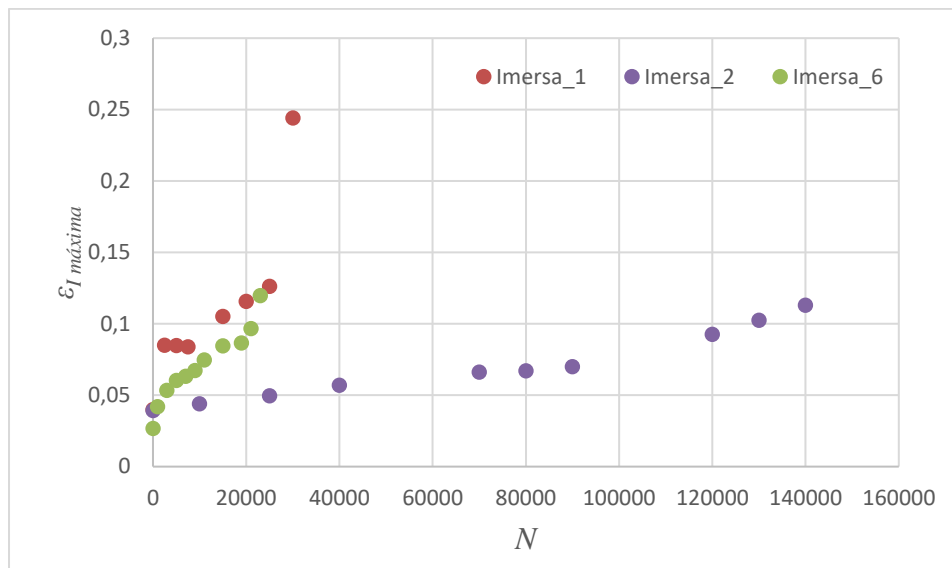
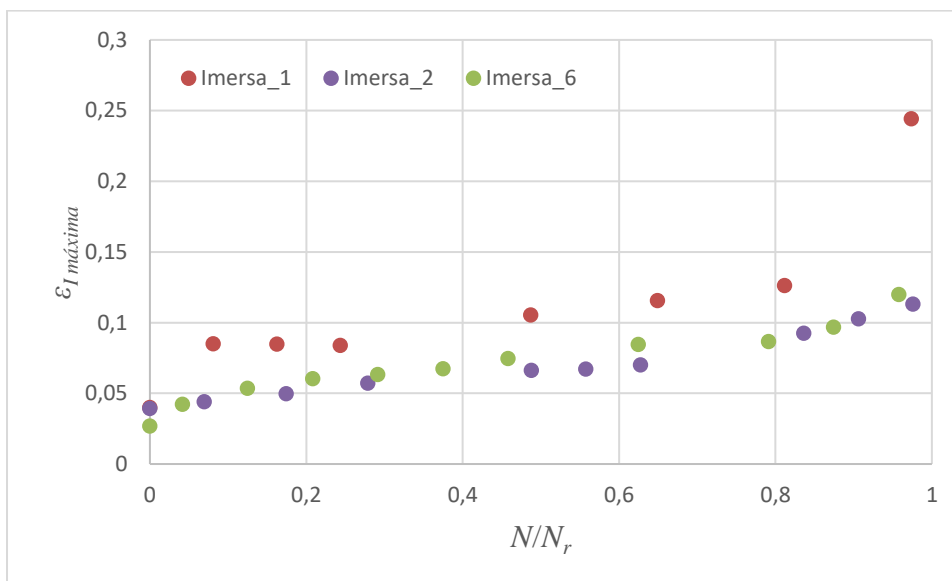


Figura 4.20. Evolução da deformação principal numa amostra imersa com pré-carga de 75% (amostra imersa com pré-carga nº8): a) No início do ensaio; b) Ao fim de 30000 ciclos; c) Ao fim de 46583 ciclos.

O gráfico apresentado na Figura 4.21(a) contém 3 curvas de deformação principal máxima em função do número de ciclos, correspondentes a 3 das amostras que foram imersas, sem pré-carga, em água do mar por 229 dias e sujeitas a níveis de tensão diferentes. Nesta figura há um efeito notório do nível de carga aplicado, verificando-se que o aumento do valor máximo da primeira deformação principal sobe de forma mais rápida para tensões mais elevadas, o que é expectável.



(a)



(b)

Figura 4.21. Comparação das curvas de evolução de dano em função do número de ciclos até à rotura de 3 amostras imersas: (a) Deformação principal máxima versus número de ciclos; (b) Deformação principal máxima versus vida adimensional.

No gráfico da Figura 4.21(b) representam-se os mesmos resultados, mas com a vida representada de forma adimensional. É perceptível o comportamento idêntico em 3 fases, para as três amostras imersas, através das curvas de deformação principal máxima em função da vida adimensional.

O gráfico representado na Figura 4.22 apresenta a comparação das curvas de deformação principal máxima em função do número de ciclos, obtidas para amostras que

foram sujeitas a carregamento prévio, através do ensaio de tração, com carga de 25%, 50% e 75%.

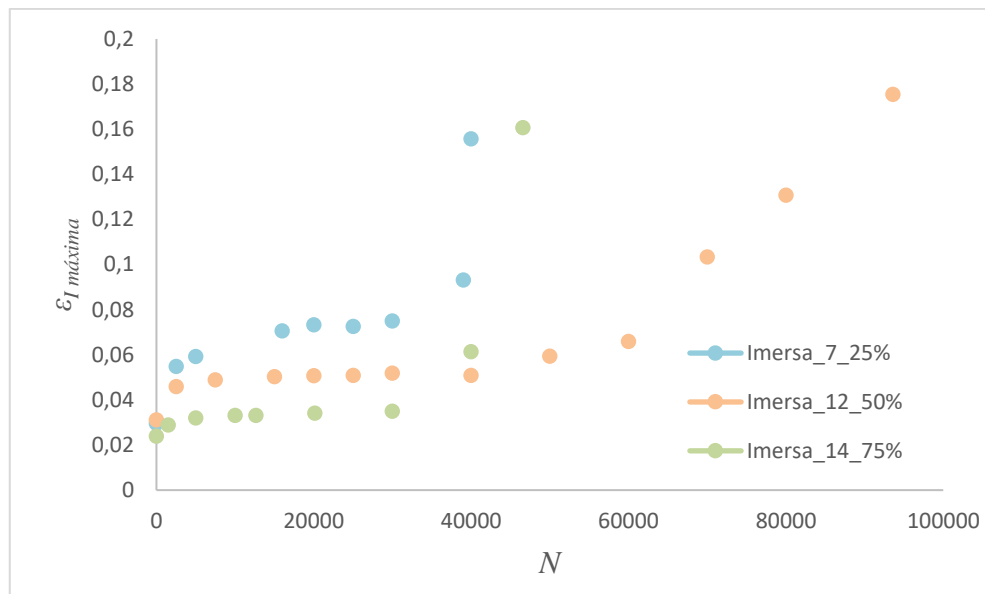


Figura 4.22. Curva da deformação principal máxima em função do número de ciclos, para 3 amostras sujeitas a diferentes níveis de pré-carga.

Do gráfico representado na Figura 4.22, conclui-se que mesmo as amostras que foram sujeitas a diferentes níveis de carregamento antes de serem imersas, apresentam um comportamento idêntico de evolução da deformação principal máxima em função do número de ciclos ao das amostras imersas sem pré-carga, e ao das amostras de controlo. A variação observada nos últimos valores de deformação principal máxima para as diferentes amostras pode estar associada à dificuldade em observar as amostras exatamente antes da rotura, devido à natureza inesperada da falha por fadiga. Porém, o gráfico da Figura 4.22 parece sugerir um valor crítico de deformação principal máxima a partir do qual ocorre a rotura. Seria interessante explorar este facto, pois pode ter interesse em termos de projeto à fadiga.

Os resultados da Figura 4.15 e Figura 4.21 são apresentados numa forma adimensional na Figura 4.23, o que facilita a comparação entre as amostras imersas e as amostras de controlo, no que diz respeito à evolução de dano.

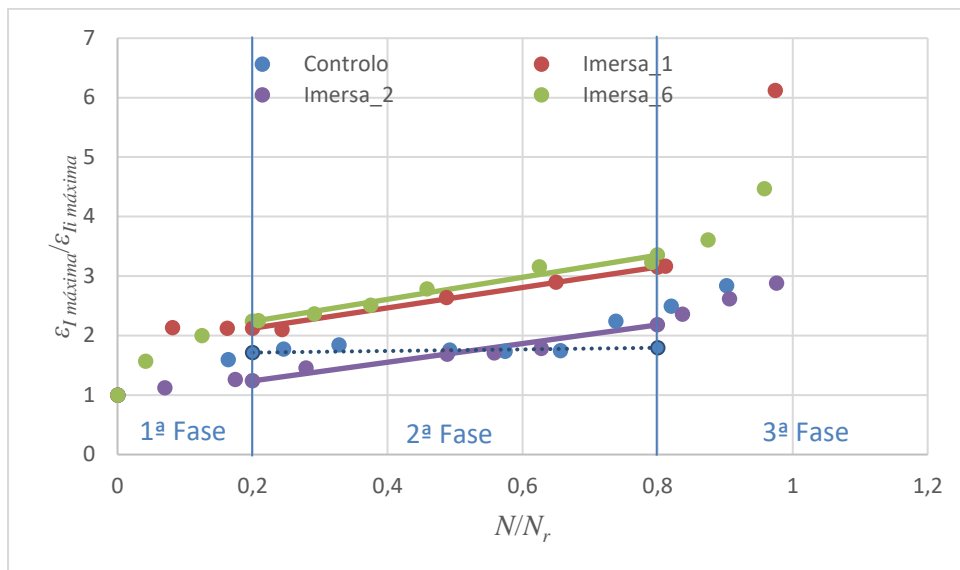


Figura 4.23. Comparação adimensional das curvas das amostras imersas e da amostra de controlo.

O gráfico apresentado na Figura 4.23 mostra que tanto as amostras imersas como as amostras de controlo apresentaram uma fase inicial que corresponde a 20%, fase intermédia de 60% e fase final de 20% da sua vida à fadiga.

Através da análise do gráfico representado na Figura 4.23 é possível concluir que a fase intermédia apresenta um declive muito próximo para as três amostras imersas representadas, embora apresente um declive muito reduzido para a amostra de controlo.

4.4. Mecanismos de falha

A zona da extremidade do furo é o local onde a fenda teve tendência a iniciar-se e a propagar-se, tal como era expectável, uma vez que corresponde à zona de maior concentração de tensões.

Comparando as imagens obtidas, à carga inicial, recorrendo ao software VIC-3D, com as imagens obtidas pela Lupa após a fratura das amostras, conclui-se que a iniciação de fratura ocorreu onde a deformação principal era máxima, para todas as amostras. Este ponto situa-se, aproximadamente, no mesmo local para todas as amostras testadas. Esta conclusão parece realçar a importância da primeira deformação principal como parâmetro de dano de fadiga neste tipo de amostras.

A Figura 4.24, Figura 4.25, Figura 4.26, Figura 4.27 e Figura 4.28 apresentam a comparação das imagens obtidas pelo VIC-3D, à carga inicial, com as imagens obtidas pela Lupa após a fratura das amostras, para uma amostra de controlo, uma amostra imersa e 3 amostras imersas com os diferentes níveis de pré-carga, 25%, 50% e 75%, respetivamente. De facto, a comparação das duas imagens para cada caso mostra uma perfeita sintonia entre o ponto com deformação principal máxima e o ponto onde ocorreu a rotura. De uma forma geral, também se verificam trajetórias de fratura semelhantes. Para além da trajetória de rotura iniciada no ponto com deformação principal máxima, geralmente localizado do lado esquerdo do furo, e que avança numa direção aproximadamente normal à direção do carregamento, há também uma trajetória de rotura iniciada numa posição diametralmente oposta do furo, do lado direito, e que segue uma trajetória idêntica à anterior.

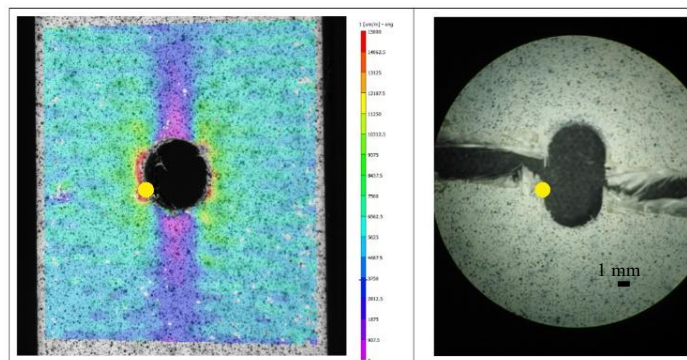


Figura 4.24. Local de iniciação da fratura da amostra de controlo.

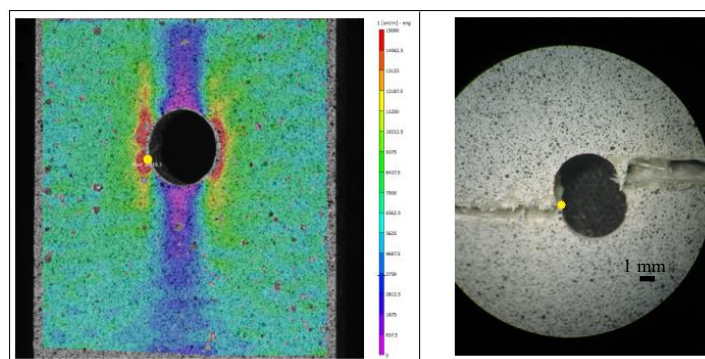


Figura 4.25. Local de iniciação da fratura da amostra imersa sem pré-carga.

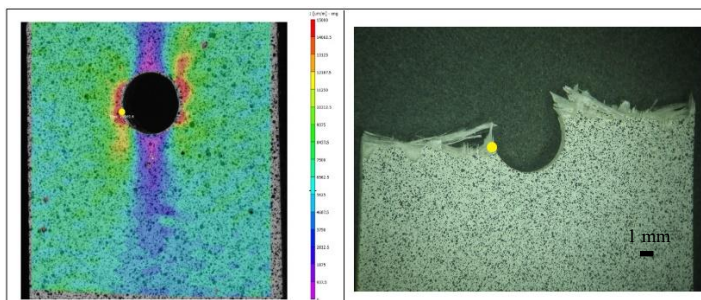


Figura 4.26. Local de iniciação da fratura da amostra imersa com pré-carga de 25%.

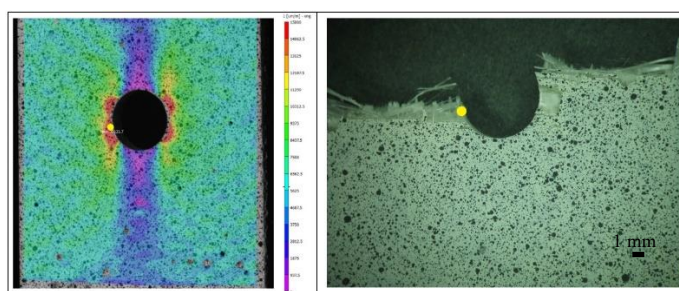


Figura 4.27. Local de iniciação da fratura da amostra imersa com pré-carga de 50%.

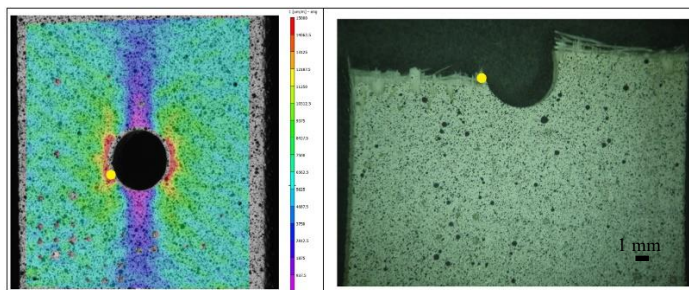


Figura 4.28. Local de iniciação da fratura da amostra imersa com pré-carga de 75%.

Os principais mecanismos de falha que ocorreram em todas as situações estudadas, tais como, fissuração da matriz, rotura de fibra, delaminação e separação entre as fibras e a matriz, estão representados na Figura 4.29 e na Figura 4.30.

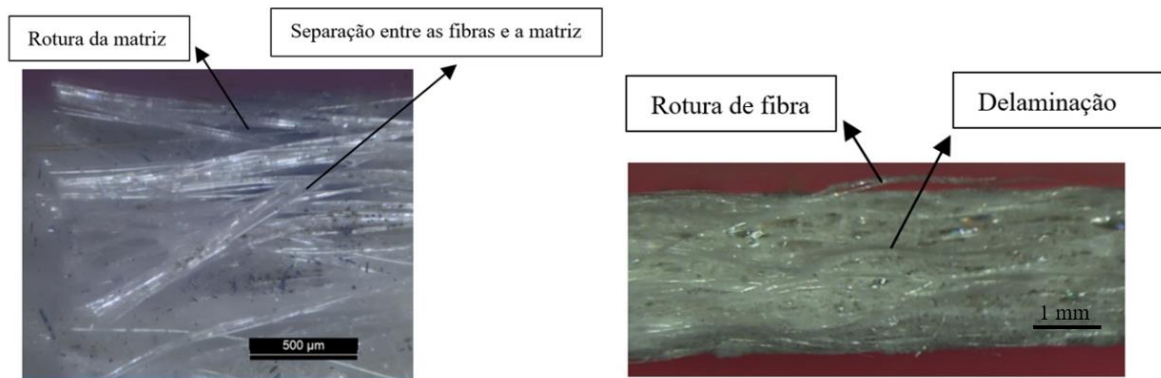


Figura 4.29. Mecanismos de falha observados através do Microscópio Ótico nas amostras de controlo.

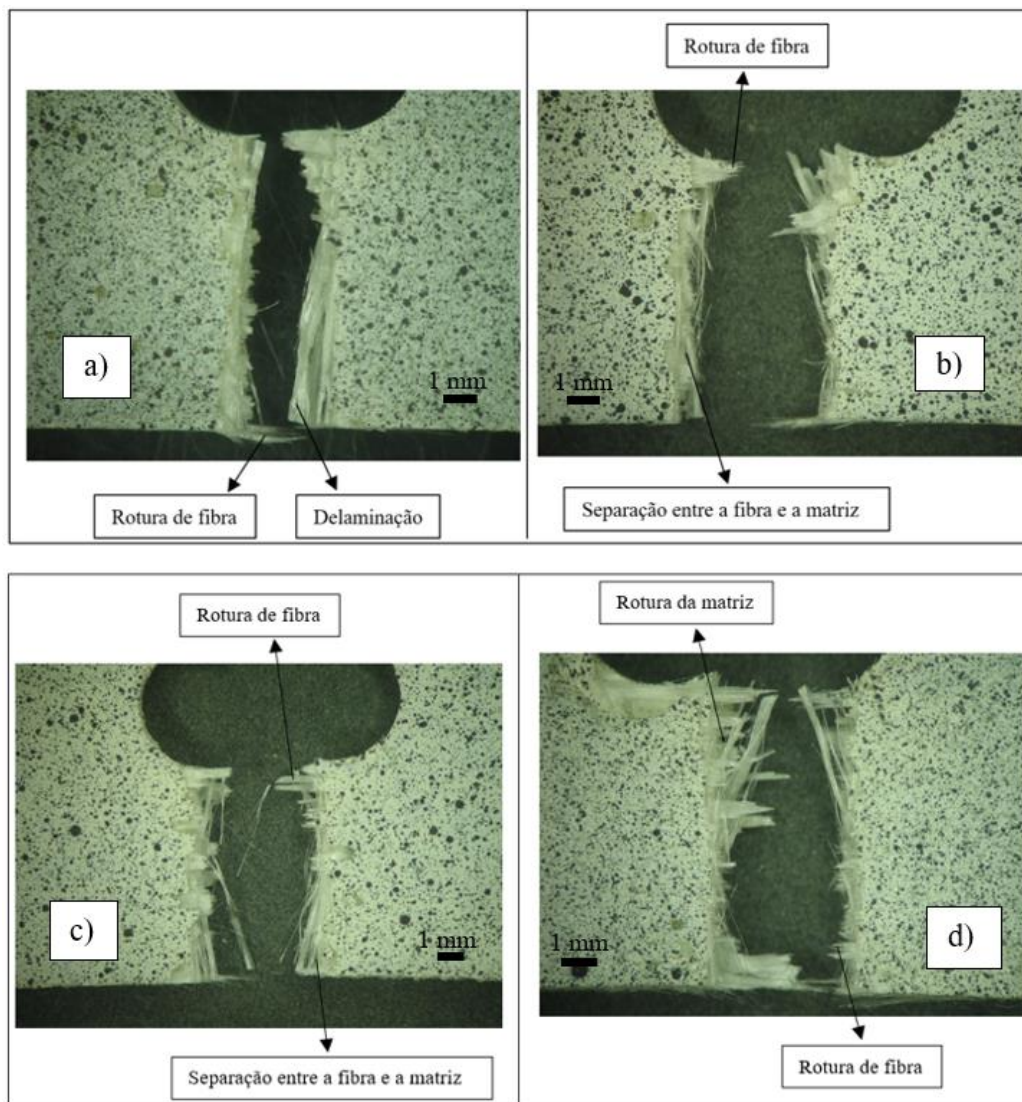


Figura 4.30. Mecanismos de falha observados através da Lupa: a) Amostra imersa; b) Amostra imersa com pré-carga de 25%; c) Amostra imersa com pré-carga de 50%; d) Amostra imersa com pré-carga de 75%.

A rotura de matriz, rotura de fibras, separação fibras/matriz e a delaminação são os tipos de dano mais frequentes em materiais compósitos laminados [28]. Nas amostras em estudo, os mesmos foram os que ocorreram, tendo-se verificado que nas amostras imersas o modo de dano predominante é a delaminação. Estes resultados estão em concordância com os obtidos por Amaro *et al.* [35], em que estudaram o efeito de diversas soluções cimentícias, todas contendo teor de água, na integridade estrutural de compósitos de matriz epóxico e fibra de vidro.

Através da análise da Figura 4.30, conclui-se que a amostra mais danificada é a amostra imersa submetida a 75% de pré-carga, o que é expectável uma vez que é a situação mais desfavorável a que o material foi submetido.

Os mecanismos de falha verificados estão relacionados com a evolução de dano apresentada na secção 4.3.6. e ocorreram de acordo com os mecanismos observados por Muc *et al.* [36]. No início da vida à fadiga das amostras, a deformação principal máxima aumenta rapidamente, devido à rotura de matriz; com o aumento do número de ciclos, a deformação cresce de forma constante e lentamente, por começarem a surgir possíveis delaminações nas principais direções de falha e, na fase final da vida à fadiga das amostras, a deformação aumenta rapidamente por ocorrerem delaminações e rotura das fibras.

5. CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA PROJETOS FUTUROS

Neste último capítulo são apresentadas as principais conclusões e questões que ficaram por resolver, as quais permitem fazer sugestões para trabalhos futuros.

5.1. Conclusões

Os objetivos desta dissertação incidiam em avaliar a resposta à fadiga de compósitos laminados de vidro/epóxico quando sujeitos a diferentes tempos de imersão em água salgada e diferentes níveis de pré-deformação monótona.

As principais conclusões que podem ser tiradas deste estudo são:

- I. A variação de massa devido ao efeito de absorção de água pelas amostras não é significativa, uma vez que para todas elas essa variação foi sempre menor que 1%;
- II. A curva da evolução de dano em função do número de ciclos é idêntica para todas as amostras, apresentando 3 fases distintas. O declive da curva que traduz a evolução de dano, na fase intermédia, é idêntico para as amostras imersas;
- III. A deformação principal máxima situa-se, aproximadamente, no mesmo local, junto à extremidade do furo, para todas as amostras ensaiadas;
- IV. Registaram-se perdas de resistência à fadiga pouco significativas, devido ao efeito da água do mar;
- V. A resposta dos materiais compósitos em função do efeito da pré-carga não foi muito conclusiva;
- VI. Os principais mecanismos de falha que ocorreram em todas as amostras, após a sua fratura, foram a rotura da matriz, a rotura de fibra, a delaminação e a separação entre as fibras e a matriz.

5.2. Propostas para trabalhos futuros

Nesta secção são mencionadas algumas ideias que podem ser desenvolvidas de forma a continuar o estudo do efeito da água do mar na resposta à fadiga de laminados vidro/epóxico:

- I. Aumentar o tempo de imersão das amostras para retirar melhores conclusões sobre o efeito da degradação que a água do mar provoca neste material;
- II. Realizar mais testes para cada série, para ser mais evidente o efeito da água do mar;
- III. Estudar geometrias alternativas, para ter em conta o efeito que a água do mar pode provar nas diferentes geometrias, e para avaliar o efeito do fenómeno de concentração de tensões;
- IV. Realizar ensaios com diferentes razões de tensão e considerando carregamentos com amplitude variável;
- V. Realizar a perfuração das amostras, recorrendo a ferramentas que permitam realizar os furos com maior reprodutibilidade, danificando o mínimo possível as amostras.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] A. F. Padilha, *Materiais de Engenharia - Microestrutura*, 1997.
- [2] T. Correlation, W. Chemical, and T. Numerical, *Properties of Polymers*, 4ª edição, 2009.
- [3] W. F. Smith, *Princípios De Ciência E Engenharia Dos Materiais*, 3ª edição, 1998.
- [4] A. Shrivastava and A. Shrivastava, *Introduction to Plastics Engineering*, Introduction to Plastics Engineering, pp. 1–16, 2018.
- [5] D. Kleist *et al.*, *Owens Corning / Milestones*, pp. 1–84.
- [6] A. M. F. M. Ventura, *Os Compósitos e a sua aplicação na Reabilitação de Estruturas metálicas*, 2009.
- [7] L. Juvandes, *Materiais Compósitos Reforçados com Fibras, FRP*, p. 76, 2002.
- [8] A. P. Mouritz, E. Gellert, P. Burchill, and K. Challis, *Review of advanced composite structures for naval ships and submarines*, Composite Structures, vol. 53, no. 1, pp. 21–42, 2001.
- [9] A. M. Moreira, *Materiais de Construção I*, 2008.
- [10] A. Metcalfe, *Composite material series*, 1974.
- [11] A. Kumar, *Epoxy Resins: Applications and Global Markets*, 2017.
- [12] C. M. D. E. Compósitos, *De Fibra De Vidro / Epoxy Nano-Reforçados*, 2014.
- [13] C. Daniel, *A contribution to the improvement of behaviour models for the numerical simulation of composite structures used in transportation under impact*, vol. 90. 2006.
- [14] A. Pavan, P. Dayananda, K. M. Vijaya, S. Hegde, and P. Narampady Hosagade, *Original Article: Influence of seawater absorption on vibrational and tensile characteristics of quasi-isotropic glass/epoxy composites*, Journal of Materials Research and Technology, 2018.
- [15] D. Miller, J. F. Mandell, D. D. Samborsky, B. A. Hernandez-Sanchez, and D. Todd Griffith, *2012 AIAA SDM Wind Energy Session Performance of Composite Materials Subjected to Salt Water Environments*, 2012.
- [16] A. H. I. Mourad, A. M. Beckry Mohamed, and T. El-Maaddawy, *Effect of seawater and warm environment on glass/epoxy and glass/polyurethane composites*, Applied Composite Materials, vol. 17, no. 5, pp. 557–573, 2010.
- [17] A. Hammami, *Durability and Environmental Degradation of Glass-Vinylester Composites*, vol. 25, no. 6, pp. 609–616, 2004.
- [18] A. Torres *et al.*, *Effect of Water Sorption on the Structure and Mechanical*

- Properties of an Epoxy Resin System*, pp. 71–80, 2000.
- [19] N. Merah, S. Nizamuddin, and Z. Khan, *Effects of harsh weather and seawater on glass fiber reinforced epoxy composite*, 2010.
- [20] C. A. Wood and W. L. Bradley, *Determination of the effect of seawater on the interfacial strength of an interlayer E-glass/graphite/epoxy composite by in situ observation of transverse cracking in an environmental SEM*, *Composites Science and Technology*, vol. 57, no. 8, pp. 1033–1043, 1997.
- [21] A. G. Andreopoulos and P. A. Tarantili, *Water Sorption Characteristics of Epoxy Resin – UHMPE Fibers Composites*, pp. 747–755, 1998.
- [22] M. T. Kim, K. Y. Rhee, I. Jung, S. J. Park, and D. Hui, *Influence of seawater absorption on the vibration damping characteristics and fracture behaviors of basalt/CNT/epoxy multiscale composites*, *Composites Part B Engineering*, vol. 63, pp. 61–66, 2014.
- [23] A. M. Visco, L. Calabrese, and P. Cianciafara, *Modification of polyester resin based composites induced by seawater absorption*, *Composites Part A Applied Science and Manufacturing*, vol. 39, no. 5, pp. 805–814, 2008.
- [24] A. T. Beyene and G. Belingardi, *Bending fatigue failure mechanisms of twill fabric E-Glass/Epoxy composite*, *Composite Structures*, vol. 122, pp. 250–259, 2015.
- [25] A. Motarjemi and A. Shirzadi, *Structural Integrity Assessment of Engineering Components*, [Online]. Available: <http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2006/SI/SI.html>.
- [26] A. S. Branco, C. Moura; Ferreira, J. Martins; Costa, J. Domingos; Ribeiro, *Projecto De Órgãos De Máquinas*, 3ª edição, 2012.
- [27] *The S-N Curve*, [Online]. Available: http://www.efunda.com/formulae/solid_mechanics/fatigue/fatigue_highcycle.cfm.
- [28] *ASTM D 3039: Standard Test Method for Tensile Properties of Oriented Fiber Composites*, 2008.
- [29] L. Bian, J. Xiao, J. Zeng, and S. Xing, *Effects of seawater immersion on water absorption and mechanical properties of GFRP composites*, *Journal of Composite Materials*, vol. 46, no. 25, pp. 3151–3162, 2012.
- [30] K. Debnath, I. Singh, and T. S. Srivatsan, *An innovative tool for engineering good-quality holes in composite laminates*, *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 32, no. 9, pp. 952–957, 2017.
- [31] S. Kumar *et al.*, *Drilling of Glass Fiber / Vinyl Ester Composites with Fillers*, *Drilling of Glass Fiber / Vinyl Ester Composites with Fillers*, vol. 6914, 2012.
- [32] P. K. Rakesh, I. Singh, and D. Kumar, *Drilling of composite laminates with solid and hollow drill point geometries*, 2012.
- [33] A. M. Abrão, P. E. Faria, J. C. Campos Rubio, P. Reis, and J. Paulo Davim,

- Drilling of fiber reinforced plastics_A review*, vol. 186, pp. 1-7, 2007.
- [34] A. Boisseau and C. Peyrac, *Long Term Durability of Composites in Marine Environment: Comparative Study of Fatigue Behavior*, *Procedia Engineering*, vol. 133, pp. 535–544, 2015.
- [35] A. M. Amaro, M. I. M. Pinto, P. N. B. Reis, M. A. Neto, and S. M. R. Lopes, *Structural integrity of glass/epoxy composites embedded in cement or geopolymer mortars*, *Composite Structures*, vol. 206, pp. 509-516, 2018.
- [36] A. Muc, M. Barski, M. Chwał, P. Romanowicz, and A. Stawiarski, *Fatigue damage growth monitoring for composite structures with holes*, *Composite Structures*, vol. 189, pp. 117–126, 2018.

APÊNDICE A

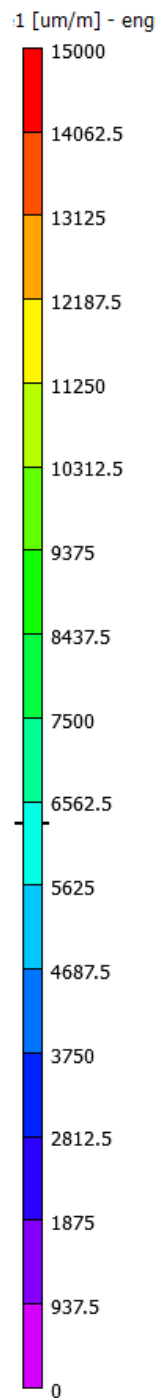


Figura A.1. Escala utilizada em todas as imagens obtidas através do software VIC-3D.