



Pedro Miguel Igreja Amaral

Licenciado em Ciências de Engenharia Mecânica

**Previsão de vida à fadiga dos aços AISI 1024 e AISI 304
para aplicação em componentes na indústria de tratamento
de resíduos orgânicos**

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica

Orientadora: Professora Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins Morgado,
Professora Auxiliar, FCT-UNL

Co-orientador: Professor Doutor António Mário Henriques Pereira, Professor Adjunto da
ESTG - Ipleiria

Júri:

Presidente: Professora Doutora Carla Maria Moreira Machado

Arguente: Professor Doutor José Filipe Castanheira Pereira Antunes Simões

Vogal: Professora Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins Morgado

Março 2019



FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE NOVA DE LISBOA

Previsão de vida à fadiga dos aços AISI 1024 e AISI 304 para aplicação em componentes na indústria de resíduos orgânicos

Copyright © 2019 Pedro Miguel Igreja Amaral

Faculdade de Ciências e Tecnologia e a Universidade Nova de Lisboa

A Faculdade de Ciências e Tecnologia e a Universidade Nova de Lisboa têm o direito, perpétuo e sem limites geográficos, de arquivar e publicar esta dissertação através de exemplares impressos reproduzidos em papel ou de forma digital, ou por qualquer outro meio conhecido ou que venha a ser inventado, e de a divulgar através de repositórios científicos e de admitir a sua cópia e distribuição com objetivos educacionais ou de investigação, não comerciais, desde que seja dado crédito ao autor e editor.

Dedicatória

"A prova de como o interesse no conhecimento é o maior investimento de todos"

Agradecimentos

A realização desta dissertação não seria possível sem o apoio incondicional de muitas pessoas com quem tive o prazer de trabalhar, discutir e apresentar todas as questões que me surgiram ao longo desta etapa académica.

À minha orientadora, Professora Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins Morgado, por toda a ajuda, orientação e profissionalismo que facultou. Demonstrando todo o empenho de corpo e alma para que se reunissem todas as condições à realização desta dissertação.

Ao Professor Doutor António Mário Henriques Pereira, um muito obrigado por todo o auxílio e disponibilidade demonstrados no planeamento e orientação na realização dos ensaios de fadiga no Laboratório de Materiais da Escola Superior de Tecnologia e Gestão do Instituto Politécnico de Leiria.

Ao Professor Carlos Fortes, por toda a disponibilidade, dedicação e conhecimento que demonstrou nas fases de dimensionamento e maquinação experimental no Laboratório de Tecnologias Avançadas do ESTG do Instituto Politécnico de Setúbal.

Ao Professor Doutor José Filipe Castanheira Pereira Antunes Simões, pelo apoio imprescindível no dimensionamento, produção e controlo de qualidade dos provetes de ensaio no Laboratório de Tecnologias Avançadas do Instituto Politécnico de Setúbal.

Ao Professor Gonçalo Nuno Pereira Monteiro Torres pelo auxílio na análise microscópica de desgaste das ferramentas de corte no Laboratório de Mecânica do Instituto Politécnico de Setúbal.

À Professora Doutora Carla Maria Moreira Machado por toda a partilha e aconselhamento nas matérias da tecnologia de corte ao longo da fase de projeto e produção experimental.

Ao mestre Valdemar Duarte e ao mestre Tiago Rodrigues, por todo auxílio e conselhos teóricos e práticos no contacto com os equipamentos dos laboratórios do DEMI na Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade Nova de Lisboa.

Ao Sr. Paulo Magalhães, Sr. António Campos e D.Fernanda, técnicos dos Laboratórios de Processamento Mecânico, Laboratório Térmico de Materiais e Laboratório de Materiais, toda a ajuda e ensinamento que me facultaram durante a realização da parte experimental da minha dissertação.

Ao meu pai Artur, por toda a confiança, educação e ensinamentos que me transmitiu ao longo de todos estes anos. É um verdadeiro exemplo e fonte de inspiração no que toca a ética e moral que cresce dentro de mim.

À minha mãe Ilda por todo o carinho, dedicação e educação que me facultou. Outro dos grandes exemplos de inspiração e humildade que culminam constantemente na minha pessoa.

Aos meus irmãos, João e Joana, por todos os momentos de alívio e atenção para comigo. Por todos os exemplos e demonstrações de amizade familiar que me foram transmitidos ao longo deste percurso.

Aos meus colegas de faculdade, António Figueiredo, Alexandre Ferreira, Bruno Cardoso, Diogo Costa, Diogo Sousa, Daniel Franco, Hugo Gambutas, Joana Martins, Pedro Rodrigues, Raquel Morais, Rafael Nobre, Gonçalo Freire, João Serrabulho e João Paixão. Um muito obrigado por todos os momentos e vivências que me proporcionam, pois fazem de mim a pessoa que sou hoje.

Aos meus amigos de Santarém, Alpiarça e Cartaxo que sempre estiveram presentes, quer diretamente ou indiretamente, agradeço profundamente a vossa presença nas minhas vivências.

E por fim a todas as almas com que me cruzei e partilhei um sorriso ou algumas palavras, tenho a certeza que muitos desses momentos, moldaram a minha forma de pensar e olhar para esta longa jornada que é a vida. Um bem-haja a todos, obrigado.

Resumo

No âmbito do projeto dissertação, foi realizado o estudo sobre o comportamento à fadiga, de dois aços obtidos pelo processo de fundição seguido de laminagem a quente.

O objetivo principal consistiu na obtenção das curvas S-N para as ligas, ST-52 (AISI 1024) e R304 (AISI 304), com e sem corrosão e posteriormente estudar um modelo de previsão de vida à fadiga para obtenção da durabilidade.

No decorrer do trabalho, foi necessário fabricar os provetes de ensaio de cada material, dimensionados segundo a norma *ASTM E8/E8M:13a* e maquinados com auxílio de um equipamento CNC, através do processo de corte por fresagem. Foi realizada a retificação superficial para a obtenção de maior uniformidade tanto na espessura como na rugosidade dos provetes. Ao longo do procedimento experimental foram realizados ensaios de dureza para ambos os materiais e o estudo da influência da rugosidade nas curvas S-N. Tendo sido utilizada a área máxima de defeito e o valor médio da dureza, para aplicação do modelo de previsão desenvolvido por *Sun* de modo a determinar a tensão limite de fadiga e respetiva durabilidade.

Tendo em conta o ambiente corrosivo permanece a necessidade de desenvolver novos modelos de previsão de tensão limite de fadiga, dando continuidade ao trabalho de *Sun* e *Murakami*. Os resultados experimentais demonstraram que a corrosão presente no ambiente de resíduos orgânicos, afeta significativamente ambos os materiais estudados, reduzindo a sua resistência à fadiga e consequentemente a sua durabilidade. Foi também possível concluir, que a variação da rugosidade (ΔRa) não afeta a resistência à fadiga das ligas quando sujeitas a carregamentos do tipo de tração-compressão.

Palavras-Chave: Durabilidade, Modelos de previsão de vida à fadiga, Curvas S-N, Defeitos de Fabrico, Fadiga sob corrosão

Abstract

Within the scope of the dissertation project, a study was performed on the fatigue behavior of two steels obtained by the casting process followed by hot rolling.

The main objective was to obtain the S-N curves for the alloys, ST-52 (AISI 1024) and R304 (AISI 304), with and without corrosion and subsequently to study a fatigue life prediction model to obtain durability at these conditions.

During the work, it was necessary to manufacture the test specimens of each material, sized according to the *ASTM E8/E8M:13a* standard and machined with the aid of a CNC equipment, through the milling cutting process. Surface grinding was performed to obtain greater uniformity in both thickness and roughness of the specimens. Throughout the experimental procedure, hardness tests were performed for both materials and the study of the influence of roughness on the S-N curves. The maximum defect area and the average hardness value were used to apply the prediction model developed by *Sun* to determine the fatigue limit stress and its durability.

Taking into account the corrosive environment remains the need to develop new models for predicting fatigue limit stress, continuing the work of Sun and Murakami.

The experimental results showed that the corrosion present in the environment of organic waste significantly affects both materials studied, reducing their resistance to fatigue and consequently their durability. It was also possible to conclude that the variation in roughness (ΔRa) does not affect the fatigue strength of alloys when subjected to tensile-compression type loads.

Keywords: Durability, Fatigue life prediction models, S-N curves, Manufacturing defects, Fatigue corrosion

Índice

Índice de Tabelas.....	ix
Índice de Figuras.....	x
Nomenclatura.....	xii
Simbologia.....	xiii
1 Introdução.....	1
1.1 Motivação e Objetivos.....	2
1.2 Estrutura.....	3
2 Revisão Bibliográfica.....	4
2.1 Caracterização das ligas ST-52 e R304.....	4
2.1.1 Aspetos metalúrgicos na seleção e aplicação dos aços.....	4
2.1.2 Processo de fabrico e tratamentos superficiais.....	8
2.1.3 Influência da maquinação por fresagem no comportamento mecânico.....	11
2.2 Mecânica da Fratura - Fadiga.....	19
2.2.1 Ensaio de fadiga.....	25
2.2.2 Modelos de previsão de vida à fadiga.....	26
2.3 Comportamento à fadiga de materiais em ambiente corrosivo.....	28
2.3.1 Tipos de corrosão e elementos químicos predominantes.....	28
2.3.2 Fadiga sob corrosão.....	32
3 Procedimento Experimental.....	37
3.1 Provetes.....	37
3.1.1 Geometria dos provetes.....	37
3.1.2 Desenvolvimento do produto e maquinação.....	39
3.1.2.1 Facejamento.....	41
3.1.2.2 Corte por Serrote Mecânico.....	44
3.1.2.3 Desbaste.....	45
3.1.2.4 Retificação superficial.....	47
3.1.3 Análise e controlo de qualidade.....	51
3.1.3.1 Medição de espessuras e rugosidades anterior à retificação.....	53
3.1.3.2 Medição de espessuras e rugosidades após a retificação.....	55
3.1.3.3 Rugosidades laterais após maquinação.....	59
3.1.3.4 Degaste de flanco da ferramenta de corte.....	61
3.2 Ensaio de dureza.....	62
3.2.1 Preparação de amostras.....	62
3.2.2 Procedimento de ensaio.....	64
3.3 Ensaio de imersão em solução de resíduos orgânicos.....	66
3.3.1 Preparação de ensaio.....	66
3.3.2 Análise das superfícies sob corrosão.....	67
3.4 Ensaio de Fadiga.....	68
3.4.1 Metodologia e aquisição de dados.....	68
3.4.2 Análise das superfícies de fratura por fadiga.....	69
3.4.3 Implementação dos modelos de previsão de vida à fadiga.....	70

4 Resultados.....	71
4.1 Valores de dureza <i>Vickers</i>.....	71
4.2 Áreas de descontinuidade.....	71
4.3 Obtenção das curvas S-N e comparação com o modelo de previsão analítico.....	72
4.3.1 Curva S-N do aço ST-52 sujeito à fadiga e fadiga sob corrosão.....	72
4.3.2 Curva S-N do aço R304 sujeito à fadiga e fadiga sob corrosão.....	75
4.3.3 Comparação a durabilidade à fadiga do aço ST-52 do aço R304.....	78
4.3.4 Comparação a durabilidade à fadiga sob corrosão do aço ST-52 do aço R304.....	79
5 Conclusões e trabalhos futuros.....	80
Referências bibliográficas.....	81
Anexos.....	83
Anexo A1 Ensaio de Fadiga.....	83
Anexo A2 Ensaio de Dureza.....	84
Anexo A3.1 Plano de produção de provetes.....	87

Índice de Tabelas

Tabela 2.1 - Composição química dos aços ST-52 e R304	5
Tabela 3.1 - Composição química dos aços ST-52 e R304	38
Tabela 3.2 - Parametriação implementada no facejamento da do aço ST-52	43
Tabela 3.3 - Parametriação implementada no facejamento do aço R304	43
Tabela 3.4 - Parametriação implementada no desbaste e acabamento do aço ST-52	45
Tabela 3.5 - Parametriação implementada no desbaste e acabamento do aço R304	46
Tabela 3.6 - Especificações das mós utilizadas na fase de retificação	51
Tabela 3.7 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa II do aço ST-52	53
Tabela 3.8 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa II do aço ST-52	54
Tabela 3.9 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa I do aço R304	54
Tabela 3.10 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa II do aço R304	55
Tabela 3.11 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa I do aço ST-52	55
Tabela 3.12 - Valores de espessura e rugosidade dos provetes localizados na placa II do aço ST-52	56
Tabela 3.13 - Valores de espessura e rugosidade dos provetes localizados na placa I do aço R304	56
Tabela 3.14 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa II do aço R304	57
Tabela 3.15 - Média total das espessuras em cada placa de ambos os materiais anteriormente e posteriormente à retificação superficial	57
Tabela 3.17 - Rugosidades laterais adquiridas no acabamento por fresagem das placas I e II do aço ST-52	59
Tabela 3.18 - Rugosidades laterais adquiridas no acabamento por fresagem das placas I e II do aço R304	60
Tabela 4.1 - Média total dos valores de micro dureza (HV) por amostra de cada material [8]	71
Tabela 4.2 - Contabilização do número e área máxima de defeitos do aço ST-52 [2]	72
Tabela 4.3 Contabilização do número e área máxima de defeitos do aço R304 [2]	72
Tabela 4.4 - Tensão limite de fadiga e respetiva durabilidade do aço ST-52	74
Tabela 4.5 - Divergência entre os valores de tensão limite de fadiga obtidos experimentalmente e pelo modelo de previsão do aço ST-52	74
Tabela 4.6 - Valores de tensão limite de fadiga e respetiva durabilidade do aço R304	76
Tabela 4.7 Discrepância entre os valores de resistência à fadiga	76
Tabela A1.1 - Resultados dos ensaios de fadiga do aço ST-52	83
Tabela A1.2 - Resultados dos ensaios de fadiga sob corrosão do aço ST-52	83
Tabela A1.3 - Resultados dos ensaios de fadiga do aço R304	84
Tabela A.1.4 - Resultados dos ensaios de fadiga sob corrosão do aço R304	84
Tabela - A2.1 Indentações e durezas da amostra I do aço ST-52	85
Tabela - A2.2 Indentações e durezas da amostra II do aço ST-52	85
Tabela - A2.3 Indentações e durezas da amostra III do aço ST-52	85
Tabela - A2.4 Indentações e durezas da amostra I do aço R304	86
Tabela - A2.5 Indentações e durezas da amostra II do aço R304	86
Tabela - A2.6 Indentações e durezas da amostra III do aço R304	86
Tabela A3.1 - Plano de maquinação do aço ST-52	87
Tabela A3.2 - Plano de maquinação do aço R304	88

Índice de Figuras

Figura 2.2 - Estrutura cristalina da fase alotrópica Fe- α [1].....	7
Figura 2.3 - Estrutura cristalina de fase alotrópica Fe- γ (CFC) [1].....	7
Figura 2.4 - Caracterização do processo de laminagem [20].....	9
Figura 2.5 - Deformação cristalina ao longo do processo de laminagem a alta temperatura [20].....	9
Figura 2.6 - Tipos de deslocamentos interatômicas no plano cristalográfico [20].....	10
Figura 2.8 - Abertura em forma de boca de jacaré [21].....	11
Figura 2.9 Fresamento: a) tangencial b) fresamento frontal [24].....	12
Figura 2.10 - Fresamento composto [24].....	12
Figura 2.12- Desgaste de flanco uniforme [27].....	17
Figura 2.13 - Desgaste de flanco não uniforme [27].....	17
Figura 2.14 - Desgaste de flanco localizado [27].....	17
Figura 2.15 - Desgaste superficial em forma a) cratera e b) escada [27].....	18
Figura 2.16 - Desgaste por fragmentação a) uniforme b) não uniforme e c) localizado [27].....	18
Figura 2.17 - Desgaste por fissuração com direção a) perpendicular b) paralela e c) aleatória com a aresta principal de corte [27].....	19
Figura 2.18 - Direção dos tipos de tensões aplicáveis numa superfície descontínua sob fadiga [29].....	20
Figura 2.19 - Fratura frágil transgranular (esquerda) e intergranular (direita) [31].....	21
Figura 2.20 - Observação microscópica de uma fratura dúctil [31].....	22
Figura 2.21 - Modos de tensão aplicável no plano cristalográfico segundo a propagação fissural [28].....	22
Figura 2.22 - Ciclos de fadiga a) alternado b) repetido [10].....	23
Figura 2.23 - Ciclos de fadiga com amplitude variável c) por blocos d) aleatório [10].....	24
Figura 2.24 - Esquema representativo da ação corrosiva localizada (pitting) [39].....	30
Figura 2.25 - Tipos de corrosão localizada (pitting) pela ASTM [32].....	30
Figura 2.26 - Representação esquemática de corrosão intersticial [39].....	31
Figura 2.27 - Proteção catódica da estrutura de aço com a introdução de segmentos de alumínio (ânodo) [35].....	31
Figura 2.28 - Comparação entre as curvas S-N obtidas em ar e em ambiente corrosivo [10].....	32
Figura 2.29 - Representação esquemática dos tipos de corrosão segundo a análise de inspeção [30].....	34
Figura 2.30 - Propagação fissural do aço inoxidável 304 em solução aquosa de cloreto de magnésio. Adaptado de Japan Institute of Metals [38].....	34
Figura 3.1 - Dimensões dos provetes retangulares normalizados [16].....	37
Figura 3.3 - Representação da placa e simbologia correspondente a cada um dos provetes.....	39
Figura 3.4 Definição da trajetória de corte e parametrização respetiva com recurso ao software CATIA.....	39
Figura 3.5 - Centro de maquinação CNC Cincinnati Arrow VMC - 750.....	40
Figura 3.6 Materiais adquiridos ao fornecedor Ramada Aços e respetiva nomenclatura atribuída.....	40
Figura 3.7 - Mesa de corte e respetivos componentes de fixação.....	41
Figura 3.8 - Trajetória de Facejamento do aço ST-52.....	41
Figura 3.9 - Divisão da placa em provetes individuais do aço R304.....	42
Figura 3.10 - Etapa de facejamento do aço R304.....	42
Figura 3.11 - Serrote mecânico FAT 270 Man.....	44
Figura 3.14 - Modo de fixação no desbaste de ambos os materiais (ST52 e R304).....	46
Figura 3.15 - Operação de desbaste.....	47
Figura 3.16 - Geometria final após desbaste.....	47
Figura 3.17 - Textura superficial obtida no aço ST-52.....	48
Figura 3.18 - Acabamento superficial do aço R304 após facejamento.....	48
Figura 3.19 - Retificadora Sunlike utilizada no laboratório do DEMI da FCT - UNL.....	49
Figura 3.20 - Definição dos limites de maquinação no eixo (X).....	49
Figura 3.21 - Definição dos limites de maquinação no eixo (Y).....	50
Figura 3.22 - Trajetória adotada na retificação de ambos os materiais (ST-52 e R304).....	50
Figura 3.23 - Deformação superficial por acumulação excessiva de calor.....	51
Figura 3.25 - Rugosímetro Mahr MarSurf PS 10.....	52
Figura 3.24 - Zonas de medição da rugosidade: a) superficial (retificação) e b) lateral (acabamento).....	52
Figura 3.26 - Média total das rugosidades (Ra) em cada placa de ambos os materiais.....	58
Figura 3.27 - Média total da rugosidade lateral (Ra) por placa em ambos os materiais.....	60
Figura 3.28 - Microscópio Leica Zoom 2000 e suporte de fixação para observação.....	61
Figura 3.29 - Vista de topo: a) da superfície de flanco e b) aresta de flanco.....	61
Figura 3.30 - Vista lateral do desgaste da superfície de flanco.....	62
Figura 3.31 - Serrote Mecânico GBS-218 Eco AutoCut.....	63
Figura 3.32 - Recipiente a) e copo de medição b) de resina para mistura.....	63
Figura 3.33 - Recipiente a) e copo de medição b) de endurecedor para mistura.....	63
Figura 3.34 - Recipiente para colocação das amostras.....	64
Figura 3.35 - Equipamento de polimento BUEHLER.....	64
Figura 3.36 - Microscópio OLYMPUS CX40 com câmara digital OLYMPUS DP21.....	65
Figura 3.37 - Micro durómetro Mitutoyo HM-112.....	65
Figura 3.38 - Preparação de uma solução de resíduos orgânicos composta por: a) casca de ovo, b) limão c) batata.....	66

Figura 3.39 - Medição de pH da solução de resíduos orgânicos	66
Figura 3.40 - Análise microscópica do aço ST-52 após imersão em solução corrosiva: a) ampliação 5x b) ampliação 20x ...	67
Figura 3.41 - Análise microscópica do aço R304 após imersão em solução corrosiva: a) ampliação 5x b) ampliação 20x	67
Figura 3.43 - Sistema de Controlo e computador para implementação e aquisição de dados	68
Figura 3.42 - Servo-Hidráulica para ensaio de fadiga uniaxial: a) vista do layout completo e b) vista em pormenor do procedimento para garantir a axialidade máxima na fixação do provete às amarras	68
Figura 3.44 - Superfície de fratura frágil na rutura do aço ST-52 sujeito à) fadiga e b) fadiga sob corrosão	69
Figura 3.45 - Superfície de fratura dúctil do aço R304 sujeito a) à fadiga e b) à fadiga sob corrosão	70
Figura 4.1 - Comparação dos resultados obtidos experimentalmente do aço ST-52 à fadiga e à fadiga sob corrosão	73
Figura 4.2 - Comparação das curvas S-N entre as placas I e II do aço ST-52	74
Figura 4.3 - Comparação dos resultados obtidos experimentalmente do aço R304 à fadiga e fadiga sob corrosão	75
Figura 4.4 - Comparação das curvas S-N entre as placas I e II do aço R304	77
Figura 4.5 - Comparação dos resultados obtidos experimentalmente dos aços ST-52 e R304 sujeitos a condições de fadiga	78
Figura 4.6 - Comparação dos resultados experimentais dos aços ST-52 e R304 sujeitos à fadiga sob corrosão	79

Nomenclatura

ASTM - American Society for Testing and Materials

AISI - American Iron and Steel Institute

ISO - International Organization of Standardization

END - Ensaio Não Destrutivo

LFEM - Linear Elastic Fracture Mechanics

VHCF - Very High Cycle Fatigue

ESTS - Escola Superior de Tecnologia de Setúbal

IPS - Instituto Politécnico de Setubal

STEP - Standard for The Exchange of Product Data

CNC - Computer Numerical Control

HM - Hard Material Steel Grade

CAD - Computer Aided Design

DEMI - Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial

FCT - Faculdade de Ciências e Tecnologias

UNL - Universidade Nova de Lisboa

LMDEM - Laboratório de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica

ESTG - Escola Superior de Tecnologia e Gestão de Leiria

IPLeiria - Instituto Politécnico de Leiria

HV - Hardness Vickers

SAE - Society of Automotive Engineers

Simbologia

Z_M - Taxa de Remoção de Material Volumétrica [m^3/min]
 N_m - Potência de Corte [kW]
 K_S - Energia de Corte Específica [MPa]
 K - Pressão Específica de Corte
 F - Avanço [mm]
 z - Número de dentes
 f_z - Avanço por dente [mm]
 a_p - Profundidade de Corte [mm]
 a_e - Largura de Corte [mm]
 A_C - Área de Corte [mm^2]
 v_c - Velocidade de Corte [m/min]
 \varnothing_{DC} - Diâmetro de corte [mm]
 n - Rotação [rpm]
 v_f - Velocidade de Avanço [mm/min]
 η - Eficiência Energética no Corte
 γ - Ângulo de ataque [$^\circ$]
 α - Ângulo de saída [$^\circ$]
 K_{max} - Fator de Intensidade de Tensões [MPa]
 Y - Fator Geométrico da descontinuidade
 c - Tamanho da Descontinuidade [mm]
 $\sigma_{I,II,III}$ - Tensões do Eixo Triaxial [MPa]
 σ_a - Tensão Exterior Aplicada [MPa]
 σ - Tensão Normal [MPa]
 τ - Tensão de Corte [MPa]
 f - Frequência [Hz]
 N_r - Número de ciclos de rotação
 R - Razão de Tensões [MPa]
 σ_{max} - Tensão Máxima [MPa]
 σ_{min} - Tensão Mínima [MPa]
 $\sigma_{média}$ - Tensão Média [MPa]
 $\sigma_{alternada}$ - Amplitude de Tensão [MPa]
 σ_{LF} - Tensão Limite de Fadiga [MPa]
 HV - Dureza *Vickers* [HV]
 ZI - Zona Inferior
 ZM - Zona Média
 ZS - Zona Superior
 PI - Placa I
 PII - Placa II
 R_a - Rugosidade média aritmética [μm]
 R_z - Rugosidade média máxima [μm]

1 Introdução

O aço é um dos materiais que mais contribuiu para a evolução e progresso industrial desde do século XIX [1]. Neste âmbito, o conhecimento e manipulação de materiais e suas propriedades, pode criar outro tipo de materiais de elevada resistência mecânica e aplicação variada num processo sucessivo. A versatilidade de amplitude térmica adquirida por um dos elementos mais abundantes na crosta terrestre, o ferro (Fe), permitiu o desenvolvimento dos processos envolvidos na transformação metálica. Tornando possível o fabrico de novas ligas metálicas, por meio da adição de outros elementos solúveis (C, Cr, Ni, Si, Mn, Mo) no elemento primário (Fe), quando submetidos a temperatura elevada, ou seja, quando sujeitos ao processo de fundição.

Os componentes mecânicos constituídos pela liga do aço, fazem parte do quotidiano e de todos os setores industriais nas mais diversas aplicações. Desde grandes edifícios, pontes, automóveis e suas peças, embarcações e aviões, os quais não existiam sem o conhecimento e desenvolvimento da mecânica da fratura de materiais. Estes componentes estão sujeitos a um tempo de vida, ou seja, a uma durabilidade, que vai depender das solicitações a que estão sujeitos, da composição e das propriedades mecânicas do material, da geometria e do processo de fabrico [2].

Muitos são os autores que têm vindo a estudar a durabilidade estrutural de componentes em aço, *Murakami* [3] *Beretta & Romano* [4], *Morgado* [5][6], *Mousinho* [7], *Ricardo Paulo* [8], *Sonsino* [9], entre outros. De entre os processos que mais contribuem para ruína de componentes mecânicos metálicos, existe um em particular, capaz de ser responsável por 90% dos casos [10]. Este processo é denominado por fadiga de materiais e está inteiramente ligado com a origem e propagação de fissuras até se atingir a rutura.

Relativamente ao estudo de modelos de previsão de tensão limite de fadiga, ou seja modelos de previsão de durabilidade de ligas metálicas tendo em conta ensaios experimentais de fadiga, os autores como *Murakami* [3], *Beretta & Romano* [4], *Sun* [11], *Wang* [12], *Tajiri* [13], apresentaram modelos empíricos que poderão auxiliar os projetistas na previsão de vida dos componentes mecânicos a desenvolver. Estes modelos têm em conta as propriedades mecânicas, dureza, a tecnologia de fabrico (nomeadamente através dos defeitos intrínsecos ao processo) e de constantes empíricas dependentes dos processos de fabrico e dimensão da peça. Em 2018 *Bancalero* [14] estudou, através de modelos de previsão de tensão limite de fadiga, a durabilidade de uma engrenagem constituída em DIN 16MnCr5. No entanto, sendo esta liga obtida por fundição seguida de laminagem a quente, *Bancalero* propôs novas constantes empíricas ao modelo de *Beretta & Romano* [4]. *Bancalero*, no seu trabalho obteve experimentalmente as curvas S-N do material DIN 16MnCr5, segundo a norma *ASTM E739-91* [15], à temperatura ambiente, para uma razão de tensões, R, igual a 0,05, quantificou os defeitos de fabrico e determinou experimentalmente o valor de dureza *Vickers*. O presente trabalho foi desenvolvido com o objetivo de estudar a durabilidade de componentes mecânicos, fabricados em duas ligas ferrosas, a liga inoxidável R304 e o aço ferrítico ST-52, para aplicação na indústria de tratamento de resíduos orgânicos. Supondo que neste ambiente industrial, os componentes estão sujeitos a corrosão proveniente de resíduos sólidos domésticos e à fadiga conjuntamente.

1.1 Motivação e objectivos

Ricardo Paulo, em 2017 [8], iniciou o estudo sobre o desgaste em ambiente corrosivo de um parafuso sem fim. Neste estudo foram seleccionados três aços alternativos para construir o parafuso sem fim, que apresentava uma durabilidade ao serviço de apenas algumas semanas.

A realização do presente trabalho, tem como principal motivação dar continuidade a este estudo, obtendo uma previsão de durabilidade através da validação do modelo empírico de *Sun et al.* [11]. Para tal foi necessário a obtenção experimental das curvas S-N das ligas R304 e ST-52, segundo a norma *ASTM E739-91* [15], à temperatura ambiente, com corrosão e sem corrosão, sendo este o objetivo principal desta dissertação.

Para atingir este objetivo, o trabalho realizado no âmbito desta dissertação foi dividido em seis fases. A fase inicial e que acompanha todo o desenvolvimento dos trabalhos experimentais foi o estudo teórico que se traduziu no estado de arte. Na segunda fase foram dimensionados os provetes de ensaio segundo a norma *ASTM-E8/E8M:13a* [16] e estudados os parâmetros de fabrico dos provetes. Posteriormente, numa terceira fase, procedeu-se à produção através das tecnologias de corte por fresagem e retificação superficial. Após esta fase de produção, foi realizada numa quarta fase, que consistiu no controlo e análise de qualidade de cada provete através da medição de áreas transversais e comprimentos longitudinais segundo as especificações da norma anteriormente referida. Foram ainda realizadas medições de rugosidade média. Numa quinta fase realizaram-se os ensaios de fadiga, onde foram implementados diferentes patamares de tensão, com correspondência ao número de ciclos de carregamento até se atingir a rutura de cada provete. Durante a metodologia de ensaio colocaram-se determinado número de provetes de cada material numa solução de resíduos orgânicos, de forma a simular a corrosão predominante na indústria de tratamento de resíduos sólidos. Cujo interesse se foca em observar o efeito da corrosão nas curvas S-N. Na sexta e última fase, foi possível quantificar a durabilidade (número de solicitações cíclicas) através da aplicação do modelo de Sun tendo em conta as curvas S-N obtidas experimentalmente.

O estudo realizado levou ao conhecimento das diferentes fases de produção de um componente ou estrutura, desde o seu projeto, aos processos da tecnologia mecânica e por fim à avaliação do controlo e qualidade do produto final. No decorrer deste projeto de dissertação, foram também adquiridos conhecimentos técnicos e científicos dos softwares *SOLIDWORKS*, *CATIA* e *Instron SAX V 7.0* para implementação e aquisição de dados, sendo um mais valia para o autor como Engenheiro Mecânico.

1.2 Estrutura do documento

Com o desenvolvimento da dissertação, foram definidos cinco capítulos, o conjunto de fontes bibliográficas consultadas e ainda o grupo de 4 anexos, contendo a informação complementar ao estudo realizado.

No presente capítulo destaca-se o enquadramento e contextualização dos assuntos abordados durante o estudo, bem como a motivação do autor ao desempenhar a realização deste trabalho.

Com o capítulo 2 pretende-se apresentar o contexto teórico das matérias envolvidas, de forma a expor claramente a sua correlação com os resultados conclusivos a obter. Para tal foram consultadas as fontes literárias respetivas aos temas em questão, nomeadamente sobre:

1. A caracterização das ligas ST-52 e R304 através do conhecimento dos processos de fabrico, tratamento químico e térmico que lhes dá origem.
2. A contextualização dos diferentes fenómenos de fratura metálica, o tipo de solicitações envolvidas no mecanismo de rutura por fadiga bem como os fatores que mais contribuem para o mesmo.
3. O conhecimento dos principais elementos presentes em ambiente corrosivo, assim como o seu papel em condições de serviço do componente em questão.

No capítulo 3, é demonstrado o procedimento experimental realizado pelo autor, contendo as normas a considerar no dimensionamento, preparação e maquinação dos provetes constituídos pelas ligas a caracterizar. São analisados os dados relativos à qualidade superficial dos aços maquinados de forma a conhecer a sua influência nos resultados a comparar. Após o fabrico e avaliação dos provetes, são descritas as metodologias do ensaio de fadiga onde serão definidos os valores de tensão-extensão a implementar em cada material. Posteriormente são considerados os requisitos necessários à correta execução do ensaio de fadiga assim como o modo de utilização dos dados adquiridos na construção da curva S-N e consequentemente no cálculo da tensão limite de fadiga.

No capítulo 4 são apresentados e discutidos os resultados obtidos no capítulo 3 bem como a sua avaliação e tratamento devido.

Por último, o capítulo 5 representa as conclusões sobre o estudo realizado e sugestões para trabalhos futuros.

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Caracterização das ligas ST-52 e R 304

No início do século XX o inglês metalúrgico *Harry Brearly* em 1913, ao desenvolver um projeto para otimizar os tubos de armas de fogo da época, descobriu que a adição de crômio no fabrico de aços de baixo teor em carbono (ferríticos) incrementava substancialmente a resistência dos mesmos. Muitos estudos e aplicações foram desenvolvidas sobre a adição de elementos liga em aços carbono incrementando extensivamente o ciclo de vida de variadíssimos componentes e estruturas metálicas. A liga inoxidável é utilizada principalmente na produção de equipamentos na área da medicina, aeronáutica, naval, rodoviária, entre muitos outros [1].

A adição de elementos liga no aço incrementa a resistência à corrosão, a resistência mecânica e a dureza do mesmo. Os elementos mais comuns na formação deste tipo de ligas metálicas são o Crômio (Cr), o Molibdênio (Mo) e o Níquel (Ni), capazes de facultar estabilidade às propriedades da resistência mecânica quando sujeitos a temperatura elevada assim como um aumento na proteção contra ambientes quimicamente corrosivos.

O aço liga inoxidável pode ser classificado de acordo com o elemento liga em abundância assim como pelo processo de arrefecimento na sua formação: o aço ferrítico, o aço martensítico, o aço austenítico, o aço duplex (ferrítico e austenítico) e ainda o aço endurecido por precipitação [1].

O presente trabalho visa o estudo e comparação do comportamento à fadiga e fadiga sob corrosão de duas ligas de aço em ambiente industrial corrosivo. A liga R304 apresenta estrutura austenítica com resistência mecânica, ductilidade e dureza elevada. Destaca-se pelo elevado teor em crômio (Cr), um dos elementos mais importantes contra os ataques corrosivos de agentes oxidantes atmosféricos (O, H, Cl, S) [17]. Em suporte ao estudo sobre a resistência à fadiga dos aços em ambiente industrial, foi selecionado o aço ferrítico ST-52 (AISI 1024), indicado essencialmente para estruturas e aplicação na construção soldada. [18].

2.1.1 Aspetos metalúrgicos na seleção e aplicação dos aços

Um dos fatores mais importantes para a seleção e aplicação dos aços, ST-52 e R304, é o conhecimento sobre composição química de cada um, bem como a importância e função dos elementos químicos constituintes do mesmo. De um modo geral o aço é uma liga metálica, isto é, composto por dois ou mais elementos primários sendo um deles metálico. A estrutura metalúrgica é constituída pelo elemento ferro (Fe) em predominância e pelo elemento carbono (C), adicionalmente estão presentes elementos secundários de teor reduzido, mas que podem influenciar a temperatura e solubilidade do carbono ao longo do processo de arrefecimento. [1],[19]. Na tabela 2.1 são apresentados os elementos liga constituintes de cada material em estudo, adquirido ao fornecedor Ramada Aços [18].

Tabela 2.1 - Composição química dos aços ST-52 e R304

	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cu (%)	Ni (%)	Cr (%)	P (%)	S (%)
ST-52	0,22	0,55	1,60	0,55	-	-	0,03	0,03
R304	0,07	1,00	2,00	-	10,50	17,50 -19,50	0,05	0,03

Observando os elementos pertencentes a cada liga, é indispensável conhecer as propriedades metalúrgicas de cada um. A seleção e aplicação correta dos aços e suas ligas depende extensivamente do conhecimento das suas propriedades físicas e químicas na aplicação dos processos de manufatura e tratamento térmico de materiais metálicos, possibilitando a redução de custos agregados e contribuindo para um incremento na qualidade do produto direcionado ao cliente. Os principais elementos a considerar para a caracterização dos aços em estudos são [1],[17],[19]:

Ferro (Fe) - O ferro é o segundo metal mais abundante na superfície terrestre, apresenta polimorfismo, ou alotropia, isto é, tem a capacidade de assumir diferentes estruturas cristalinas, dependendo da temperatura a que se encontra. Pode ser sujeito a todos os processos de deformação plástica, de ligação (ex. soldadura) e de corte. Apresenta endurecimento em determinadas condições e possui um dos rácios mais reduzidos entre custo/resistência mecânica.

Carbono (C) - O elemento carbono é um dos elementos base na categorização dos aços e é essencialmente responsável por incrementar a resistência à tração em ambos os domínios (elástico e plástico), por reduzir a estrição nas áreas de secção durante a deformação, aumenta a dureza e a resistência a altas temperaturas. Por outro lado, reduz o alongamento, a ductilidade e é capaz de originar precipitados quando forjado ou soldado facultando mau acabamento superficial.

Crómio (Cr) - A principal função deste elemento baseia-se no combate aos agentes oxidantes atmosféricos; tem a capacidade de sofrer tratamentos como a têmpera em ar e óleo, de forma a aumentar as propriedades da resistência mecânica e a estabilizar a fase alotrópica austenite no equilíbrio entre o Fe/C da liga onde predomina.

Níquel (Ni) - De modo similar ao elemento anterior referido, o níquel também detém propriedades anticorrosivas; quando sujeito a têmpera, aumenta a tenacidade do material e facultada elevada resistência a alta temperatura, isto é, possui elevada temperatura de cristalização.

Manganês (Mn) - O manganês apresenta grande tendência para encruar o material por carregamentos de choque, incrementando a dureza, a tenacidade e a resistência ao desgaste. Faculta essencialmente um aumento da resistência à tração na deformação elástica; observando os pontos menos positivos, este elemento com um teor superior a 4% torna a liga de estrutura martensítica, isto é, o material torna-se frágil com este tipo de estrutura cristalina, aumentando a zona alotrópica gama (Fe- γ) no diagrama de equilíbrio.

Cobre (Cu) - O elemento cobre é responsável por incrementar a zona gama (Fe- γ) no diagrama de equilíbrio, facultando elevado rácio entre o limite elástico (tração) e a resistência à rotura e tem a capacidade de elevar a resistência aos ácidos clorídricos e sulfúricos no aço inoxidável. Porém, sem o devido tratamento torna a superfície frágil sujeita a deformação nos limites de grão, designada fratura intergranular.

As propriedades adquiridas de acordo com a variação térmica e solitação implementada no processo de fabrico ou tratamento térmico do metal, define o arranjo atómico e fase de cristalização do mesmo. Estas propriedades são principal função da temperatura de arrefecimento e do teor em elementos primários [1]. No diagrama de equilíbrio apresentado na figura 2.1, é possível observar a amplitude térmica no processo de formação dos aços, que condiciona a solubilidade do (C) no (Fe), definindo assim as fases alotrópicas ao longo da cristalização da liga de aço. Deste modo, à medida que a temperatura diminui, existem diferentes reações entre os compostos alotrópicos que dependem da concentração de carbono na solução e consequentemente adquirem diversas propriedades nas ligações atómicas, como a geometria da microestrutura, o tamanho e a direção do grão cristalino (isotropia). O diagrama de equilíbrio apresentado abrange um teor de (C) até 6,67%. Porém, na constituição dos aços só é possível um teor até 2% de carbono. A partir deste limite, a liga é classificada como ferro fundido. Dentro da gama de valores para aços, podemos observar as diferentes fases alotrópicas entre, condicionadas pela solubilidade do carbono no (Fe), em função da temperatura e da velocidade de arrefecimento do metal [1].

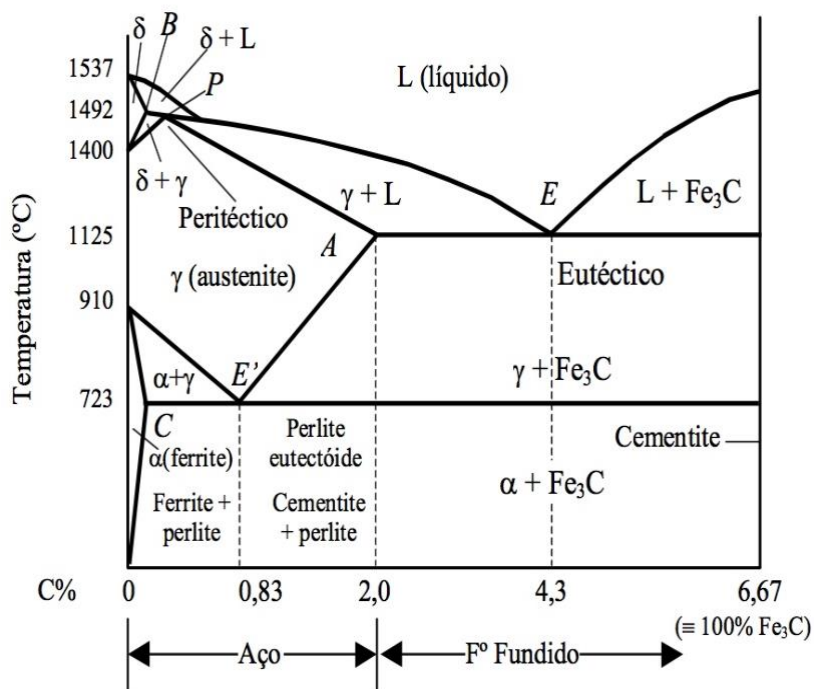


Figura 2.1 - Diagrama de equilíbrio Fe-C para os diferentes tipos de aço [24]

A estabilidade nas transformações alotrópicas do ferro (austenite, ferrite, perlite, martensite) pode variar consoante a adição de elementos liga segundo determinadas características térmicas. Neste sentido por via a medir este efeito é necessário calcular a concentração de carbono segundo o seu peso atómico na mistura. Como tal, é possível determinar o mesmo segundo a equação [17]:

$$\text{at. \% C} = \frac{\frac{\text{wt\% C}}{\text{at.wt C}}}{\frac{\text{wt\% C}}{\text{at.wt C}} + \frac{\text{wt\% Fe}}{\text{at.wt Fe}}} \quad (2.1)$$

O aço ST-52 possui transformação alotrópica designada por ferrite ou ferro-alfa ($\text{Fe-}\alpha$), responsável por facultar determinadas propriedades e estrutura cristalina Cúbica de Corpo Centrado (CCC) como apresentado na figura 2.2 [1].

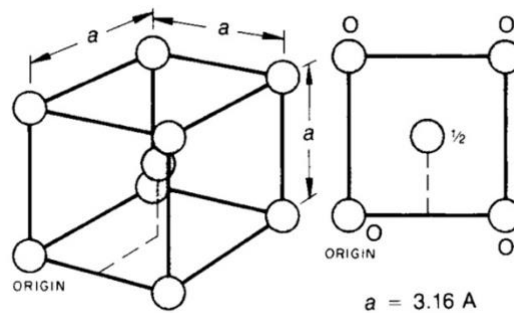


Figura 2.2 - Estrutura cristalina da fase alotrópica $\text{Fe-}\alpha$ [1]

Na caracterização do aço austenítico R304, certos autores salientam o facto deste material possuir uma estrutura mais densa e compacta que a estrutura ferrítica, uma vez que apresenta diagonais espaciais de tamanho superior com geometria Cúbica de Faces Centradas (CFC) apresentada na figura 2.3 [19].

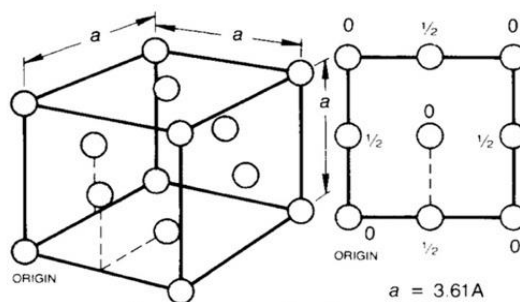


Figura 2.3 - Estrutura cristalina de fase alotrópica $\text{Fe-}\gamma$ (CFC) [1]

Uma outra diferença entre os dois tipos de matriz cristalina referidos, é a expansão volúmica associada à transformação de $\text{Fe-}\gamma$ (austenite) para $\text{Fe-}\alpha$ (ferrite), propriedade esta que depende da temperatura e elementos liga presentes.

Segundo [1], a adição com determinada concentração de elementos liga secundários, são desencadeadas variações nas fases alotrópicas e conseqüentemente nas ligações atômicas da microestrutura cristalina.

O carbono, por exemplo, é um elemento que estabiliza a fase austenítica e por isso aumenta a gama de formação de aços com este tipo de matriz atômica. Por outro lado, a ferrite tem muito menos capacidade de dissolver o carbono ao longo da gama de cristalização, sendo por isso condicionada com o aumento do mesmo até 0,02% [1],[19]. Os principais elementos secundários constituintes dos aços, acima de determinados teores, tem a capacidade de variar determinadas propriedades na solubilidade do carbono, resultando em modificações no limite de estabilidade das transformações alotrópicas do ferro [19]:

- Estabilizadores austeníticos: Carbono (C), Manganês (Mn) e Níquel (Ni);
- Estabilizadores ferríticos: Silício (Si), Crômio (Cr) e Nióbio (Nb);

2.1.2 Processo de fabrico e tratamentos superficiais

Ambos os materiais, o aço ST-52 e o aço R304, foram obtidos por fundição, seguido do processo de laminagem a quente. A laminagem é um processo de deformação plástica em destaque, uma vez que a sua utilização é necessária para o processamento de 90% dos materiais metálicos utilizados na indústria transformadora em forma de chapa ou perfil [20].

O processo de deformação plástica por laminação de uma chapa ou perfil ilustrado na figura 2.4, quando executado a elevada temperatura, permite atingir valores superiores de deformação que acabam por facilitar a obtenção de anisotropia (direção da deformação do grão cristalino) e a redução das tensões residuais na superfície laminada. Porém, como é executado a elevada amplitude térmica, fica sujeito à precipitação de óxidos e sulfitos provenientes do ambiente e elementos presentes ao longo da solidificação de material. Desta forma, cria-se suscetibilidade à formação de irregularidades superficiais, como inclusões e porosidades indesejáveis [20]. De forma a reduzir a existência destes defeitos de fabrico, o processo de laminagem à temperatura ambiente, é muitas vezes utilizado em produtos pré-laminados a alta temperatura. A deformação plástica a frio incrementa as propriedades de resistência mecânica e permite obter controlo dimensional de elevada qualidade [21].

A laminagem, em ambos os casos (laminagem a quente, temperatura elevada e laminagem a frio, temperatura ambiente) consiste na deformação plástica de uma chapa ou perfil, que é obrigada(o) a atravessar dois ou mais rolos com rotação, em sentido contrário e com distância de separação inferior à espessura inicial da matéria prima a deformar. Ao longo do processo predomina o estado de deformação plana onde a espessura original se reduz em proporção com o aumento da largura e comprimento da chapa final [21]. A laminagem realizada a frio dá origem a um fenómeno denominado encruamento, muito conhecido como endurecimento a frio, uma vez que o aumento da sua rigidez por deformação plástica provoca deslocações nas discordâncias ou imperfeições interatômicas. Sendo necessário um aumento da tensão aplicada para a continuação da deformação plástica do metal na mesma direção [20],[21]. O encruamento fornece uma orientação preferencial do grão cristalino na direção da deformação, resultante de uma rotação ou alongamento do mesmo [21].

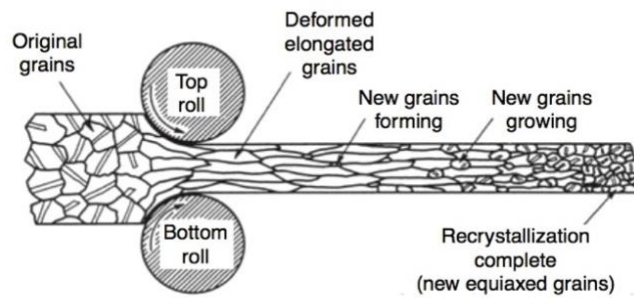


Figura 2.4 - Caracterização do processo de laminagem [20]

Na laminação de aços austeníticos, a elevada solubilidade do carbono na transformação austenítica causa a dissolução da cementite (ferrite + perlite) nesta fase alotrópica. Sem a presença de fases secundárias, como a referida anteriormente, a fase estável austenítica possui elevada ductilidade facilitando a deformação de material nos processos de deformação plástica, como o forjamento e a laminação de chapas ou perfis em formas mais complexas. Deste modo, a fase alotrópica austenite é muito versátil, possibilitando a transformação de um dado aço em qualquer transformação alotrópica do ferro (perlite, martensite, bainite ou ferrite) facultando diversas propriedades na produção metalomecânica, consoante a velocidade de arrefecimento e composição química implementada [1]. Uma das principais características metalúrgicas que mais condiciona as propriedades da resistência mecânica é o tamanho do grão cristalino, uma vez que é função da temperatura, velocidade de arrefecimento e estado axial implementado no processo que lhe dá origem. A microestrutura austenítica responde à deformação executada pela laminação metálica, num processo sucessivo e de acordo com as condições aplicadas na mesma. Deste modo um aço austenítico em deformação a alta temperatura, pode sofrer alongamento numa determinada direção (anisotropia), recristalização e crescimento de novos grãos cristalinos, regenerando a sua estrutura metalúrgica como se pode observar na figura 2.5 [1]. É extremamente importante ter em consideração que ao atingir uma redução de espessura elevada, a recristalização terá ocorrência na zona de deformação plástica entre os rolos, caso contrário, se a redução de espessura for mínima nesta instância, a recristalização do grão será predominante na fase final do processo de laminagem [21].

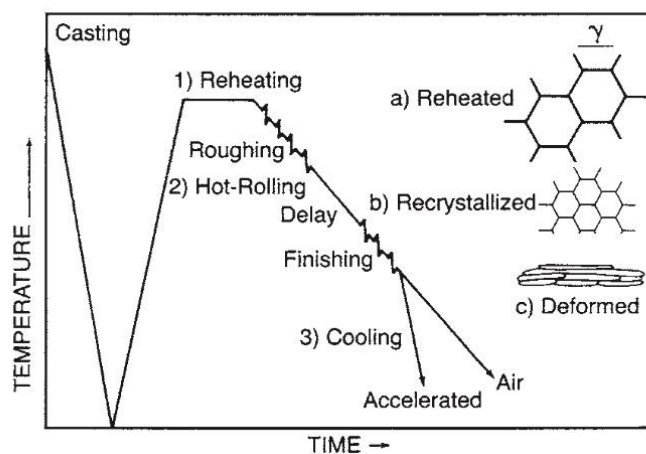


Figura 2.5 - Deformação cristalina ao longo do processo de laminagem a alta temperatura [20]

Outra das características metalúrgicas na produção das ligas de aço, é a deformação dos grãos cristalinos. Localizada nos planos cristalográficos que constituem a microestrutura de cada fase alotrópica, esta deformação é designada como escorregamento do plano cristalográfico. Resultando num deslocamento atômico oposto, entre o limite superior e inferior do cristal, quebrando todas as ligações atômicas em redor à exceção do próprio. Existem dois tipos de defeitos metalúrgicos que advêm deste processo como resposta a deformação aplicada por forças exteriores. O defeito associado a uma deslocação de extremidade (c) / (d) e o defeito associado a um deslocamento atômico em forma de parafuso (a) / (b), como se pode observar na figura 2.6 [20].

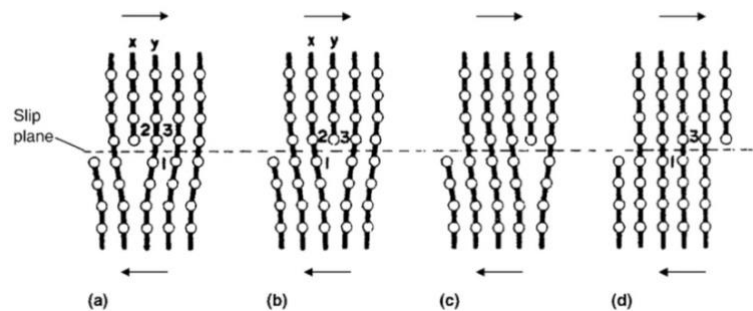


Figura 2.6 - Tipos de deslocações interatômicas no plano cristalográfico [20]

Em suma, o movimento e multiplicação de deslocamentos sustentados pelos planos cristalinos, define as deformações macroscópicas significativas na geometria dos materiais cristalinos dúcteis. Embora a ductilidade seja importante nas operações de fabrico e na resistência à fratura, muitas vezes é necessário facultar elevada resistência mecânica na manufatura de materiais metálicos. Logo existe a necessidade de produzir microestruturas de resistência aos deslocamentos de planos cristalográficos [1],[20]. Na laminação de chapa ou perfil metálico é frequente a presença de defeitos superficiais causados pela implementação incorreta da distância entre rolos, aplicação excessiva de pressão no material ou implementação de uma velocidade de arrefecimento inadequada. Os defeitos predominantes neste processo de enformação plástica são destacados segundo [21] e [22] como:

- Porosidades com origem em pequenos vazios no material em formação ao longo do arrefecimento;
- Inclusões, descritas como pequenos precipitados ou sedimentos que predominam no interior do material após a solidificação;
- Ondulação na chapa provocada pela flexão dos rolos laminadores;
- Lacunas de material no centro da chapa devido a existência de tensões residuais de tração (figura 2.7 a);
- Descontinuidades no bordo da chapa por meio de tensões residuais de tração-compressão (figura 2.7 b);
- Abertura da chapa em forma de "boca de jacaré (figura 2.8).

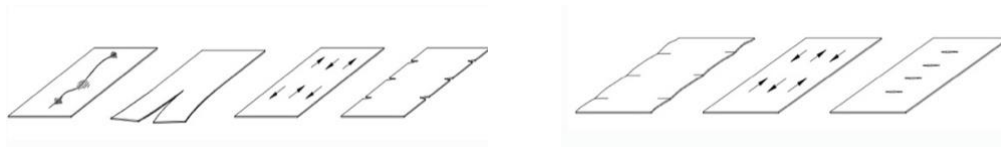


Figura 2.7 - Tensões residuais: a) no centro (tração) e b) nas extremidades (compressão) da chapa [21]

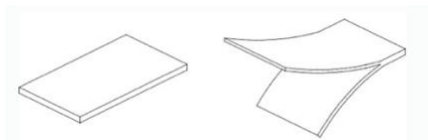


Figura 2.8 - Abertura em forma de boca de jacaré [21]

Numa fase posterior ao processo de fabrico, soldadura ou corte, é comum nos setores da transformação metalomecânica, a aplicação de tratamentos térmicos e químicos, consoante os critérios de utilização do material a produzir. Quanto mais homogênea for uma superfície de um componente ou estrutura, tanto ao nível físico (rugosidade, tensões residuais) como químico (revestimento), maior será o seu ciclo de vida bem como o seu desempenho na função em serviço. Num estudo realizado pela autora *Szklarska-Smialowska* em 2005, é apontado como tratamento químico favorável à remoção de contaminantes superficiais (precipitados e impurezas) provenientes do processo de soldadura, a aplicação de um tratamento por *pickling* com solução de ácido nítrico (HNO_3) [23]. No caso dos aços austeníticos inoxidáveis, como o aço R304, fontes bibliográficas indicam que o mesmo não tem a capacidade de aumentar as propriedades da resistência mecânica através de tratamentos térmicos, porém, é lhes possível incrementar tais propriedades por meio de encruamento, isto é, deformação plástica à temperatura ambiente. Por outro lado, este tipo de aço permite a redução de precipitados de crómio e consequentemente de tensões residuais através da aplicação de tratamentos térmicos de recozimento ou solução a temperatura controlada [1],[21].

2.1.3 Influência da maquinação por fresagem no comportamento mecânico

No presente trabalho, as ligas, R304 e ST-52, serão avaliadas relativamente à durabilidade em condições de fadiga e fadiga sob corrosão. Como tal, será necessário produzir provetes de ambos os materiais em análise, para execução do ensaio de fadiga posterior. Desta forma, será realizado o corte da peça inicial até se alcançar a geometria desejada (proвете) recorrendo ao processo tecnológico de maquinação, a fresagem.

A maquinação pode ser executada por meio de diversas tecnologias de corte, sendo caracterizada essencialmente pela remoção de material com recurso a uma ferramenta cortante, desde da fase prima até à forma final obtida. As tecnologias de corte operam segundo movimentos relativos, assumidos entre a ferramenta, responsável por executar o movimento de corte, e o sistema máquina-ferramenta, encarregado de realizar o movimento de avanço [24]. De entre as diversas tecnologias de corte, destaca-se a fresagem, ou fresamento, que é largamente utilizada no setor industrial, devido ao número variado de movimentos relativos em que consegue operar. Admitindo a geratriz como a linha definida pelo movimento da ferramenta e a diretriz como o deslocamento da mesa de operação (máquina-ferramenta), a fresagem tem ao seu dispor diversas combinações de planos de corte [24]:

- Fresamento tangencial - Este tipo de fresagem é típico quando a superfície obtida é plana e paralela ao eixo de rotação da ferramenta (figura 2.9 a));
- Fresamento frontal - Nos casos em que a geratriz e a diretriz estão no mesmo plano, o eixo de rotação da fresa é perpendicular à superfície plana gerada. O processo designa-se por fresagem frontal (figura 2.9 b));
- Fresamento composto - A fresagem composta, observável na figura 2.10, é considerada como um caso especial onde a diretriz do movimento de avanço pode ter uma componente perpendicular ou paralela à geratriz de corte. Existindo a possibilidade de a ferramenta executar os dois tipos de fresagem anteriormente referidos.

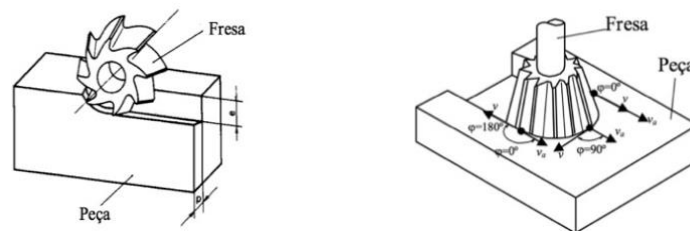


Figura 2.9 Fresamento: a) tangencial b) fresamento frontal [24]

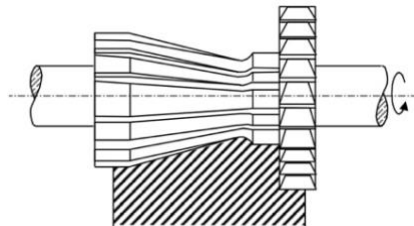


Figura 2.10 - Fresamento composto [24]

No que diz respeito à eficiência do corte por fresagem, é de extrema importância o cálculo da taxa de remoção de material (Z_M), a potência (N_m) correspondente e a energia específica de corte (K_s) de acordo com o tipo de material a maquinar. Todas estas características condicionam o ciclo de vida do sistema máquina-ferramenta e consequentemente a qualidade superficial a obter na peça final. Deste modo, o cálculo correto dos seguintes parâmetros é imprescindível ao bom funcionamento de ambos os sistemas [24]:

- Avanço – Na operação de fresagem, é importante considerar o movimento realizado em cada rotação executada pela ferramenta. Neste caso, sendo a fresa, uma ferramenta multi-cortante (possui mais que uma aresta de corte) é necessário quantificar o comprimento (f_z) cortante de cada dente (z) inserido na trajetória de corte através da seguinte equação:

$$F = f_z \times z \text{ [mm]} \quad (2.2)$$

- Profundidade de corte (a_p) e largura de corte (a_e) – A profundidade de corte é o comprimento da aresta de corte numa direção perpendicular à área de corte, onde se insere a geratriz e a diretriz com direções perpendiculares entre si. No plano normal à profundidade, ou seja, paralelamente à geratriz, é definida a espessura de corte como apresentado na figura 2.11. Ambas as grandezas definem a área de corte instantânea executada pela ferramenta.

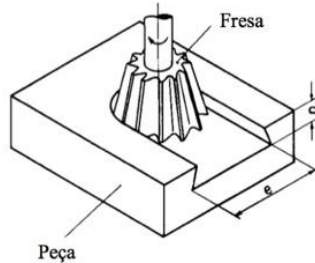


Figura 2.11 - Profundidade e espessura de fresamento [24]

- Área de corte (A_c) – Corresponde à área de aparar a ser removida na direção perpendicular à geratriz de corte, definida pelo produto da largura de corte (a_e) com a profundidade (a_p) como apresentado na equação 2.3.

$$A_c = a_e \times a_p \quad [\text{mm}^2] \quad (2.3)$$

- Velocidade de corte (v_c) – Designada como a velocidade instantânea da aresta de corte, segundo a direção da geratriz. É dependente da rotação (n) aplicada à ferramenta e do diâmetro de corte (\varnothing_{DC}) da mesma (equação 2.4).

$$v_c = \frac{\pi \times \varnothing_{DC} \times n}{1000} \quad [\text{m/min}] \quad (2.4)$$

- Velocidade de avanço (v_f) - Definida como a velocidade instantânea segundo a direção do movimento de avanço - diretriz.

$$v_f = f_z \times z \times n \quad [\text{mm/min}] \quad (2.5)$$

Posto isto, para a definição dos parâmetros de eficiência anteriormente referidos, é necessário executar o cálculo das seguintes variáveis, relativas à eficiência de equipamento durante a operação [25]:

- Taxa de remoção de material (Z_M) – É definida como o volume de material removido por unidade de tempo pela ferramenta em imersão na peça, e é condicionante da potência requerida ao sistema (ferramenta-máquina) para executar cada operação de corte. O seu cálculo é quantificado por:

$$Z_M = \frac{a_e \times a_p \times v_f}{10^6} \quad [\text{m}^3/\text{min}] \quad (2.6)$$

- Energia de corte específica (K_s) - Tendo em conta o tipo material a maquinar, é possível calcular a energia de corte específica, para a remoção de uma unidade volúmica. Os valores de pressão específica de corte (K) são tabelados segundo o tipo de material a maquinar e o avanço (F) definido previamente.

$$K_s = \frac{K}{f_z^{0,2}} \quad [\text{MPa}] \quad (2.7)$$

- Potência de corte (N_m) – Tendo presente a quantidade volúmica de material a remover (Z_M), a energia de corte necessária e a eficiência do centro de maquinação (K_s, η) é possível obter a potência elétrica necessária ao sistema máquina-ferramenta para que o corte se efetue dentro dos parâmetros previamente definidos e de acordo com os requisitos de acabamento desejados.

$$N_m = \frac{Z_M \times K_s \times 10^{-2}}{60 \times 10^{-6} \times \eta} \quad [\text{kW}] \quad (2.8)$$

Os componentes ou estruturas mecânicas são o produto de um conjunto de etapas, desde do projeto à produção final. É de carácter obrigatório a consideração de determinadas especificações tomadas pelo projetista e engenheiro, nomeadamente: o tipo de material a aplicar, as correspondentes propriedades da resistência mecânica, a configuração geométrica segundo as dimensões e tolerâncias da peça final e ainda as características funcionais expressas pelo estado de carregamento. No que diz respeito ao corte dos aços R304 e ST-52 realizado no procedimento experimental do presente estudo, a implementação de determinados parâmetros de corte, condicionados pela natureza do material e potência de equipamento disponível, terá influência no comportamento mecânico do mesmo. Por objetivo, será uma mais valia na realização do presente projeto, a comparação de resultados segundo os conjuntos de parametrização aplicados em diferentes amostras e ainda por meio da análise de rugosidades e texturas superficiais. Contudo, alcançar certas especificações de acabamento não é tarefa fácil e depende significativamente da dinâmica de todo o processo de manufatura e suas variáveis.

No sentido de alcançar as condições ideais de maquinação e conseqüentemente um acabamento superficial valorizado, é necessário saber quais os fatores que mais influenciam a rugosidade dos componentes a fabricar. O fator geométrico determina as características elásticas em função da rigidez da peça, adicionalmente o tipo de material do componente, condicionará o comportamento mecânico de acordo com a sua ductilidade e dureza. Os materiais mais dúcteis em particular, acabam por se tornar muito difíceis de maquinar, uma vez que possuem dureza inferior e facilidade em deformar termicamente no corte entre ferramenta - peça [24].

De entre os principais aspetos que mais variam o acabamento de superfícies maquinadas destaca-se [24]:

- Condições e robustez do centro de maquinação;
- Geometria e material da peça;
- Fixação entre a peça e a mesa de corte;
- Material, geometria e desgaste da ferramenta;
- Parâmetros e estabilidade no corte.

A geometria da ferramenta de corte determina muitos dos aspectos condicionantes do relevo superficial. Desde da forma geométrica da sua extremidade (arredondada ou retilínea), dos revestimentos superficiais na zona de corte da ferramenta e do ângulo de ataque (γ) e de saída (α) (figura 2.11) [24]. Por outro lado, as ferramentas de contacto retilíneo no corte, muito utilizadas nas etapas de facejamento e desbaste, possuem desvios dimensionais entre dentes (*run-out*). Estes desvios acabam por resultar em excentricidades ao longo do deslocamento de corte, provocando alterações nos valores reais de avanço por dente (f_z) e profundidade no corte (a_p). Com a oscilação do avanço segundo os desvios entre dentes, o valor da força de corte também terá modificações influenciando dinamicamente a rugosidade superficial [24]. Ao realizar o corte por fresagem para velocidades inferiores é muito comum existirem forças superiores que dependem do material a maquinar, da ferramenta e dos parâmetros de corte implementados. Neste caso o ângulo de ataque e de saída têm uma importância significativa no ângulo de corte que por sua vez determina as forças de corte e conseqüentemente o acabamento superficial. No que diz respeito aos parâmetros de corte por fresagem, a velocidade de corte (v_c) tem um peso fundamental no acabamento superficial [24]. Pelo que, quanto mais elevada, maior será a qualidade superficial. Porém, na maquinação de materiais com condutibilidade térmica reduzida, como é o caso do aço R304, é necessário ajustar este valor ao máximo de forma a evitar deformações térmicas entre a ferramenta-peça. Outro fator que se destaca é o avanço por dente, que acaba por ser um dos parâmetros mais influentes. Como já mencionado o avanço age diretamente com o comportamento dinâmico de todo o sistema (máquina-ferramenta-peça) durante a operação, através da força de corte na interface de contacto entre ferramenta e peça. A diminuição do avanço produz melhorias na fase de acabamento, porém a sua redução abaixo de certos valores acaba por originar as denominadas vibrações autoexcitadas, que acabam por influenciar diretamente a qualidade da superfície de corte [24].

A operação de retificação superficial, também utilizada no presente trabalho experimental, demonstra uma grande variedade de aplicações superficiais, desde variação na micro dureza, deformações plásticas, microfissuras, recristalização e tensões residuais. Estas variações metalúrgicas ocorrem por ação de gradientes térmicos, ação mecânica e química. Neste tipo de operação, os parâmetros fundamentais são o tipo de mó, a velocidade de corte, a profundidade de corte e a velocidade transversal (mesa de corte). As mós mais macias, com velocidade e profundidade de corte moderada, produzem menos danos superficiais do que as mós mais duras nas mesmas condições [24].

Segundo o estudo desenvolvido por *Marrow* em 2009 [25], os efeitos intrínsecos ao material provenientes de diferentes tecnologias de corte, facultam determinadas tensões residuais à superfície, afetando consideravelmente a sua resistência à fadiga. Através de um estudo empírico, *Marrow* concluiu que a retificação superficial se destaca pela obtenção de rugosidades muito inferiores às obtidas por maquinação. Contudo, destacou que este processo facultava tensões residuais de tração à superfície do material, contrariamente aos processos de corte por arranque de apra que dão origem a forças residuais de compressão. Com análise através de um modelo analítico para determinação das tensões presentes à superfície, *Marrow* constatou nos resultados obtidos em ensaio, que a transformação de tensões residuais compressivas em tensões de tração afeta consideravelmente a resistência à fadiga do aço inoxidável austenítico AISI 304 [25]. De forma análoga *Gomes* [26], analisou a influência da rugosidade superficial no estudo à fadiga para aços de alta resistência. Constatando que para o regime de fadiga de alto ciclo ($N_r > 10^7$ ciclos) a rugosidade superficial tem um peso muito reduzido na resistência à fadiga, ao contrário da presença de tensões residuais superficiais [26].

De acordo com a norma *ISO 8688-2 Tool Life Testing in Milling* [27] as etapas de acabamento por fresagem são caracterizadas essencialmente pelo desgaste excessivo ou fragmentação na zona periférica do dente da ferramenta. A fenomenologia presente na deterioração de uma fresa é categorizada sob condições: i) de desgaste, ii) fratura por fissuração e iii) deformação plástica. Neste sentido os aspectos a ter em especial consideração e que mais contribuem para degradação da mesma são [27]:

- Material da peça - Antes de qualquer operação de corte é imprescindível conhecer a composição química bem como a estrutura metalúrgica e todas as propriedades mecânicas do material a maquinar. É de todo importante, saber quais os processos de fabrico e tratamento de modo a conhecer a distribuição e direção das propriedades intrínsecas ao material na peça;
- Ferramenta - Sabendo qual o material a maquinar é necessário escolher uma ferramenta com revestimento e tratamento térmico adequado. Por outro lado, a geometria da fresa de corte não pode ser ignorada, uma vez que condiciona seriamente todo o processo e resultados na prática. Segundo a literatura, em termos de condições operacionais mínimas, se uma ferramenta possui um desgaste tal que o seu diâmetro de corte é inferior ao diâmetro inicial em $\phi_{DC} < 0,9\phi_{DC}$, estão reunidas as condições para que a qualidade superficial a obter não seja a desejada. De forma complementar, se a superfície frontal ou de flanco do dente da ferramenta possui rugosidade inferior a $1,25 \mu m$ e $0,8 \mu m$ respetivamente, é de interesse obrigatório a substituição da ferramenta.
- Lubrificação - O líquido lubrificante é outro dos fatores que mais contribui para a estabilização térmica do processo de corte tendo um papel fundamental na vida da ferramenta e consequentemente no acabamento superficial a alcançar. É essencial conhecer a composição do mesmo, os elementos ativos, a sua concentração, dureza e ainda a sua temperatura. Durante a operação de corte, o fluxo de líquido deve ser direcionado de forma a acompanhar constantemente a trajetória de corte (geratriz) com um caudal superior a $Q = 3 \text{ l/min}$.
- Parâmetros de corte - A velocidade de corte é um dos fatores que mais pronuncia o desgaste facultado à própria ferramenta, logo é necessário consultar o seu valor, calcular e testar o mesmo antes de qualquer operação. Segundo a norma *ISO 8688* uma variação mínima de 5% na velocidade de corte em operação, afeta de forma significativa a vida da ferramenta, reduzindo a mesma em 50% ou superior. Em conjunto com a velocidade, é conveniente ter especial atenção aos valores a definir na largura de corte (a_e) e profundidade de corte (a_p), pois constituem a área de corte (A_c) que por sua vez define a taxa de remoção de material (Z_M). Neste sentido é necessário ter em conta as seguintes relações:
 - $a_e \leq 0,8\phi_{DC}$ (2.9)
 - $a_p \leq 0,25\phi_{DC} \Rightarrow a_e \geq 0,25 \phi_{DC}$ (2.10)
 - $a_p \geq 0,25\phi_{DC} \Rightarrow a_e \leq 0,25 \phi_{DC}$ (2.11)

No que diz respeito aos critérios de avaliação no desgaste das fresas de acabamento, são enunciados os tópicos de maior interesse de acordo com a norma *ISO 8688* [28]. Na prática do corte por fresagem, quando é atingido determinado período em que a ferramenta cessa a produção de peças com o tamanho e qualidade superficial desejados, é designado como o momento determinante do fim de vida da ferramenta.

Como referido no início do presente subcapítulo, o deterioramento de uma fresa está associado a um conjunto de inúmeras causas que dependem das condições no processo de corte, dando origem ao desgaste de flanco, desgaste superficial e fratura por chipping ou cracking na extremidade da ferramenta. Deste modo o desgaste da fresa está associado à mudança de forma na região ativa no corte (flanco e superfícies adjacentes), resultando na perda progressiva de material durante a operação. A deterioração de uma fresa é categorizada da seguinte forma [27]:

- Desgaste de flanco

- Uniforme - Perda de material com largura constante localizada no flanco das extremidades ativas no corte (figura 2.14);

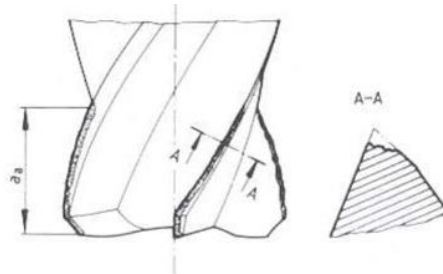


Figura 2.12- Desgaste de flanco uniforme [27]

- Não-Uniforme - Desgaste de material com largura irregular e variável por meio da intersecção do plano de corte com o flanco original (figura 2.15);

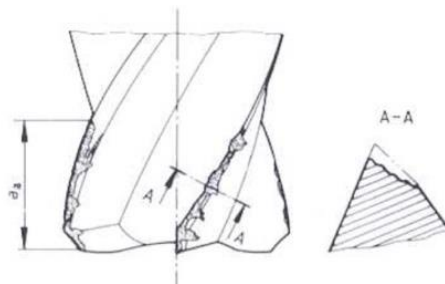


Figura 2.13 - Desgaste de flanco não uniforme [27]

- Localizado - Forma intensiva de desgaste da ferramenta desenvolvida numa região específica ao longo do flanco (figura 2.16).

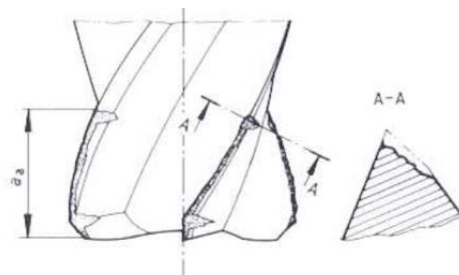


Figura 2.14 - Desgaste de flanco localizado [27]

- Desgaste superficial

- Forma de Cratera - Desenvolvimento progressivo de lacunas de material em forma de cratera com orientação aproximadamente paralela à extremidade principal de corte nas zonas superficiais do dente de corte (figura 2.17 a));
- Forma de Escada - Desgaste superficial com ocorrência no plano colinear de flanco e perpendicular a ambas as faces (interior e exterior) de cada dente (figura 2.17 b));

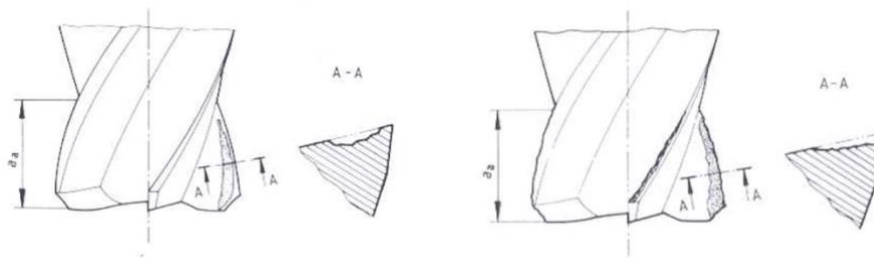


Figura 2.15 - Desgaste superficial em forma a) cratera e b) escada [27]

- Chipping - Localizado essencialmente ao longo da aresta principal de corte, contudo ao contrário do desgaste de flanco este tipo de degradação da ferramenta consiste na fragmentação singular desta extremidade; podendo também classificar-se como uniforme, não-uniforme e localizado (figura 2.18 a), b) e c));

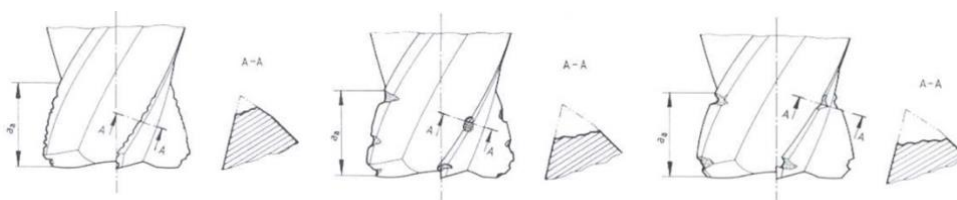


Figura 2.16 - Desgaste por fragmentação a) uniforme b) não uniforme e c) localizado [27]

- Cracking - Predominante segundo uma fratura mecânica nas extremidades da ferramenta, sem perda imediata de material e com diferentes orientações de propagação por fissuração (figura 2.19 a), b) e c))

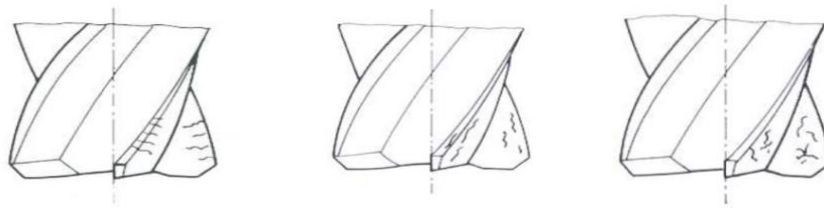


Figura 2.17 - Desgaste por fissuração com direção a) perpendicular b) paralela e c) aleatória com a aresta principal de corte [27]

Com objetivo em determinar a vida útil de uma fresa e comparar a influência de diferentes parâmetros de corte no acabamento superficial obtido, é necessário identificar e quantificar o mecanismo de degradação predominante. Em suma, é possível medir cada tipo de fenômeno responsável pelo fim de vida da ferramenta de corte segundo [27]:

- Desgaste de Flanco - No que diz respeito ao desgaste uniforme adquirido no flanco de cada dente, é recomendada a medição da largura média em toda a superfície com um valor limite de 0,3 mm; quanto ao desgaste localizado é definido um limite máximo de 0,5 mm da mesma grandeza para que o período de vida da ferramenta seja posto em causa;
- Desgaste Superficial - Relativamente às superfícies (exterior e interior) de corte em cada dente, é necessário medir a profundidade de ausência de material na direção perpendicular às mesmas;
- Chipping - A desfragmentação por "chipping" deve ser medida em ambas as faces, paralela e perpendicular à extremidade principal de corte (flanco);
- Cracking - A fissuração na extremidade de corte é avaliada pela quantificação do número de fissuras consecutivas e sobretudo pela mínima distância entre cada uma.

2.2 Mecânica da fratura - Fadiga

A mecânica da fratura surgiu na necessidade em conceber componentes de engenharia como os componentes mecânicos, estruturas, os meios de transporte, reservatórios de pressão entre muitos outros. No entanto a fiabilidade dos materiais deve ser analisada até ao ponto de rutura dos mesmos, caso contrário a sua integridade fica em causa, resultando em desperdícios monetários e acima de tudo perdas de vida, em muitos dos casos de rutura na engenharia. Neste sentido foi necessário entender quais os mecanismos e causas para que os materiais apresentassem fratura mecânica.

No início do século XX, *Inglis* (1913) despertou o interesse pela rutura de materiais, de onde descobriu que os aspetos geométricos de projeto como furos, superfícies de aresta viva, entalhes ou defeitos superficiais, numa chapa metálica, apresentavam amplitudes de tensão muito superior à tensão exterior aplicada na mesma [28]. Recorrendo a teoria da elasticidade de materiais *Inglis* definiu que a concentração de tensões nestas regiões de material podia ser quantificada por um fator de intensidade de tensões (K_{max}). Relacionando o raio de curvatura de uma das extremidades da descontinuidade geométrica, com as tensões medidas na sua vizinhança. Poucos anos depois, o inglês *A.A. Griffith* em 1920, investigador da *Royal Aircraft Establishment*, estudou os defeitos superficiais de componentes de aeronáutica, submetidos a carregamentos cíclicos [28].

Concluindo que é necessária uma dissipação energética de deformação igual ou superior à requerida para a formação de novas discontinuidades superficiais. Esta teoria foi aceite, no entanto não é determinante na propagação, visto que o crescimento de fissuração não depende só da acumulação de energia de deformação, mas também da concentração de tensões na mesma. O critério energético por *A.A.Griffith* é uma condição necessária mas não suficiente para a fratura.

No período pós guerra mundial, *George R.Irwin* (1957) estudou a fratura de aço no equipamento militar através da penetração de munição. O autor desenvolveu um modelo exuberante, com a correlação da tensão exterior aplicada (σ_a), o fator geométrico (Y), o tamanho (c) da discontinuidade e o fator de intensidade de tensões (K_{max}) [28].

$$K_{max} = \sigma_a Y \sqrt{\pi c} \quad (2.12)$$

Deste modo *Irwin* conseguiu desenvolver um modelo quantificador da intensidade de tensões para discontinuidades de geometria e localização diferente através da introdução do fator (Y) normalizado. Por outro lado, *Westergaard* em 1939, percebeu que as direções de aplicação da carga exterior, teriam grande influência na propagação da fissura [28].

A fim de relacionar o fator crítico (Kc) com as tensões aplicadas, segundo determinadas direções, observou experimentalmente a variação de direção no crescimento de discontinuidades, tendo definido os seguintes modos a), b) e c) de abertura por fissuração (figura 2.14). Esta relação de tensão no defeito de material permite correlacionar os tipos de carregamento com a propagação de discontinuidades segundo as direções principais do eixo triaxial [28],[29].

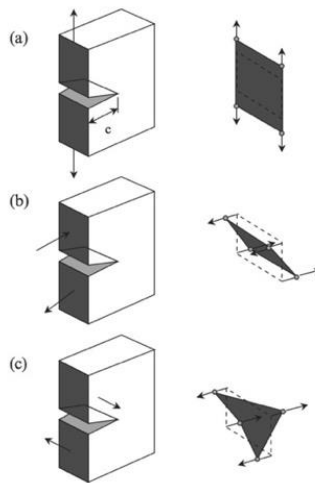


Figura 2.18 - Direção dos tipos de tensões aplicáveis numa superfície descontínua sob fadiga [29]

A fadiga de materiais é definida como um mecanismo de rutura de componentes ou estruturas, sujeitas a tensões e deformações variáveis permanentes de forma progressiva. Segundo a entidade de normalização ASTM, aproximadamente 90% da rutura mecânica de componentes se deve ao processo de fadiga [29]. Na origem deste processo estamos perante a modificação permanente da integridade estrutural do material através da culminação e propagação de lacunas no plano cristalino. Com valor significativo e muitas vezes crítico nos testes, análises e projetos de materiais de engenharia para máquinas, estruturas, aeronaves ou centrais elétricas.

A fadiga é um processo desencadeado por diferentes causas e muito difícil de prever, podendo ser analisada considerando as seguintes fases [10] [29]:

- Fase I - A fase de nucleação de lacunas é considerada como a acumulação de deslocamentos no plano cristalino do material, tem origem na aplicação incorreta dos métodos de enformação plástica na fase de fabrico ou pela aplicação combinada de tensões e deformações exteriores ao material em tempo de serviço;
- Fase II - Propagação e união de discontinuidades instáveis até se atingir a rutura da secção transversal de um componente ou estrutura. O processo de fissuração microscópica ocorre segundo mecanismos de crescimento e união de lacunas atômicas.

O processo de fissuração microscópica ocorre segundo mecanismos de crescimento e união de lacunas atômicas tais como a fadiga, a fadiga sob corrosão, fadiga em condições de *creep* e ainda através fissuração induzida por hidrogénio. Cada um destes processos possui determinadas características que variam as propriedades da resistência mecânica dos metais e conseqüentemente o seu comportamento mecânico. Desta forma, os aspetos da superfície de fratura permitem caracterizar os carregamentos impostos de acordo com as propriedades intrínsecas ao material [29],[30].

A fratura frágil é caracterizada por fissuração súbita ao longo das orientações cristalográficas preferidas, quando sujeita a altas tensões na direção perpendicular ao plano de propagação microscópico descontínuo. Os metais frágeis apresentam pouca ou nenhuma deformação plástica antes da fratura. Imperfeições provenientes do fabrico de materiais, presença de aresta viva ou entalhes no componente, dão origem à propagação de uma lacuna por fratura intergranular (ao longo dos limites de grão) ou transgranular (dividindo o grão em dois segmentos). Este tipo de fratura é apresentado na figura 2.15 e está normalmente associado a materiais metálicos e não-metálicos como o ferro, o aço, o alumínio, o vidro e o plástico endurecido. Nos metais, a fratura frágil ocorre principalmente em ligas portadores de matriz microcristalina com geometria CCC (Cubo de Corpo Centrado) e HC (Hexagonal Compacta) submetidas a sollicitações de grande velocidade a temperatura baixa [2],[20].

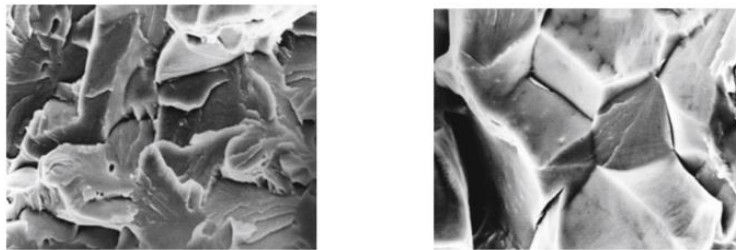


Figura 2.19 - Fratura frágil transgranular (esquerda) e intergranular (direita) [31]

A fratura dúctil está associada a grandes deformações plásticas na zona de nucleação com elevada absorção energética. Tem origem em inclusões ou vazios microscópicos que se formam, crescem, e eventualmente, coalescem. Com a aplicação de cargas exteriores a deformação do material não acompanha a perda de área de secção do componente, acabando por atingir rutura. Este tipo de fratura ocorre devido a erros de projeto, seleção incorreta de materiais ou implementação de técnicas de fabrico inadequadas. Os metais dúcteis apresentam deformações plásticas observáveis antes da fratura, com superfície em forma concava, de copo ou cone, e aspeto fibroso à escala microcristalina como demonstrado na figura 2.16 [20],[30],[31].

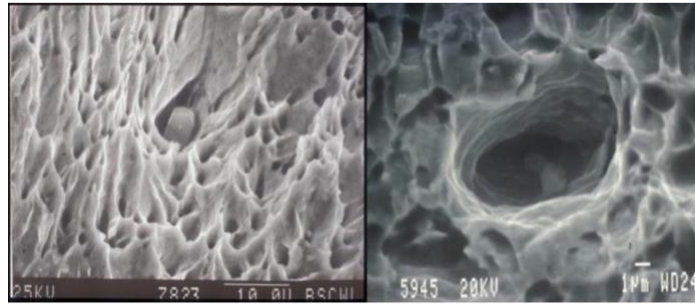


Figura 2.20 - Observação microscópica de uma fratura dúctil [31]

Nas ligas metálicas é frequente a presença de irregularidades devido a discordâncias entre as especificações de projeto - fabrico ou pelas condições implementadas no ciclo de serviço da peça ou estrutura. Os aspetos macroscópicos da fratura sob fadiga são categorizados essencialmente pela natureza e condições do carregamento aplicado, assim como pelas características do defeito existente [2],[30][28]:

- Ambiente em serviço - A consideração do ambiente e suas ações na presença de um fenómeno de fadiga, têm um papel importantíssimo na sua prevenção e conhecimento. É uma das condições mais importantes, uma vez que os elementos e iões atmosféricos, industriais ou marítimos na presença de materiais metálicos, estabelecem processos eletroquímicos, resultando na troca energética e de matéria, contribuindo para a nucleação de defeitos superficiais de material. Outro grande fator de extrema importância é a amplitude térmica implementada ao longo do carregamento. Grandes variações térmicas têm a capacidade de variar a ductilidade do material e a dureza na fratura, reduzindo a sua tenacidade para solicitações de carga e velocidade elevada.
- Tipo de Carregamento - As solicitações aplicadas aos materiais podem ser classificadas como estáticas e dinâmicas. Como estudado nas disciplinas de mecânica estrutural, a direção de carregamento pode ser definida segundo os três eixos do estado de tensão triaxial (σ_I , σ_{II} , σ_{III}) aplicado. As tensões aplicadas na direção perpendicular à superfície descontínua designam-se tensões normais (σ 's) e na direção tangencial ao plano de discontinuidades surge o par de tensões de corte (τ 's), muito comum num componente sujeito à torção. A figura 2.17 representa o tipo de tensões aplicáveis segundo a direção da fissuração.

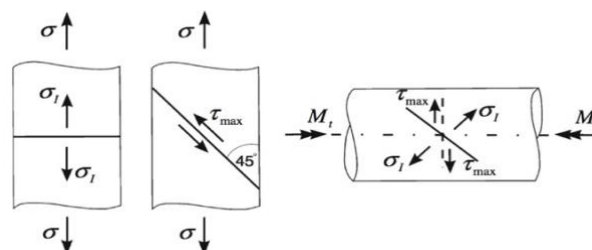


Figura 2.21 - Modos de tensão aplicável no plano cristalográfico segundo a propagação fissural [28]

- Geometria e dimensão da peça - muitas vezes o projeto de componentes leva a existência de zonas de aresta viva, onde se podem originar tensões residuais de tração, instalando-se as condições ideais para a nucleação de uma descontinuidade superficial ou propagação de uma pré-existente. Por outro lado, as ligações entre componentes como juntas, ranhuras ou flanges, são muito propícias ao ataque químico (corrosão) por parte dos iões industriais ou atmosféricos, que contribuem para a deterioração superficial em vários aspetos, acabando por se propagar e por em causa a integridade estrutural do material metálico.
- Propagação da fissura - Na fase inicial do regime de propagação, a lacuna de material possui determinado tamanho e forma. Quando é aplicado um carregamento de carácter crítico, a propagação dá início, incrementando a sua dimensão e tornando-se dinâmica. Esta característica é importantíssima uma vez que o processo de fratura é considerado instável se a descontinuidade se propagar drasticamente sem incremento das forças exteriores aplicadas. Contrariamente, se tal não se verificar com a adição de carregamentos exteriores, estamos perante uma instância de propagação estável, muitas vezes relacionada com a existência de deformação plástica na extremidade da fissura.

O fenómeno de fadiga é caracterizado essencialmente pela aplicação de tensão e deformação variável no tempo com determinada amplitude e frequência. Os ciclos de tensão de fadiga podem ser caracterizados segundo amplitudes de carga constante, predominantes em componentes acoplados nos equipamentos de rotação, tais como eixos e engrenagens. Ou segundo amplitudes de carga variável durante um determinado número de ciclos como é o caso da vibração numa asa de avião ou o peso submetido pelo tráfego rodoviário numa ponte. Desta forma, é possível identificar os ciclos de fadiga com base na amplitude de tensões ao longo do período de solitação [10],[32] .

- Amplitude constante:
 - I. Ciclo alternado - definido por uma onda sinusoidal com frequência (f) correspondente ao número de ciclos de carregamento em tração-compressão (figura 2.18 a));
 - II. Ciclo repetido - permanece em estado uniaxial de compressão ou somente estado uniaxial de tração (figura 2.18 b));
 - III. Ciclo pulsante - este ciclo é similar ao ciclo repetido, mas com $\sigma_{\min} = 0$.

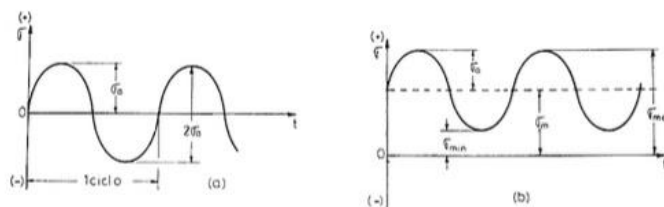


Figura 2.22 - Ciclos de fadiga a) alternado b) repetido [10]

- Amplitude variável:
 - Por Blocos - Entre cada bloco de ciclos de carregamento existe uma amplitude de tensão constante; (figura 2.19 c));
 - Aleatório - O valor de tensão aplicada varia continuamente no tempo bem como a sua frequência (figura 2.19 d)).

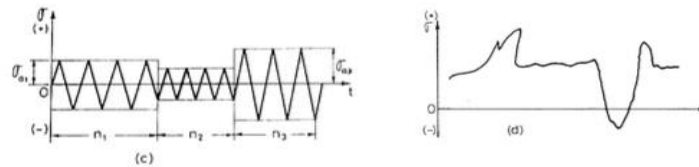


Figura 2.23 - Ciclos de fadiga com amplitude variável c) por blocos
d) aleatório [10]

Os ensaios de análise à fadiga de materiais, são executados de acordo com a implementação de um ciclo definido por uma onda sinusoidal (equação 2.13) de frequência (f) correspondente a (N_r) ciclos de carregamento no tempo (t) (equação 2.14). A razão (R) entre a tensão mínima (σ_{\min}) e a tensão máxima (σ_{\max}) como assinalado na equação 2.15, indica o tipo de sollicitação ao qual o componente está sujeito.

Considerando (R) = 0, o carregamento é pulsante e o ciclo de carga varia de carga nula para carga de tração (positiva). Para (R) = -1 o ciclo é considerado alternado entre a compressão (carga negativa) e a tração (carga positiva). Se existir somente (R = 1) o ciclo é considerado repetido. A definição de uma média em cada ciclo entre os valores e determina as tensões das equações 2.16 e 2.17 respetivamente [10],[32]:

$$\sigma = \sigma_{\max} \sin \times 2\pi f \quad [\text{MPa}] \quad (2.13)$$

$$f = \frac{N_r}{t} \quad [\text{Hz}] \quad (2.14)$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.15)$$

$$\sigma_{\text{média}} = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad [\text{MPa}] \quad (2.16)$$

$$\sigma_{\text{alternada}} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad [\text{MPa}] \quad (2.17)$$

2.2.1 Ensaio de Fadiga

O comportamento de material à fadiga é normalmente analisado através da realização de ensaios que possibilitam a comparação dos valores obtidos por modelos analíticos com os resultados a obter de forma empírica. Uma vez que é difícil a obtenção de provetes com geometria idêntica ao componente em serviço; os ensaios de fadiga em provetes destacam-se maioritariamente na seleção e desenvolvimento de materiais, tratamentos térmicos, mecânicos e químicos que aumentam a resistência à fadiga mecânica. A metodologia S-N desenvolvida por *Wöhler* em 1870, consiste em registar o número de ciclos até à rotura, em que cada provete é submetido a uma amplitude de tensão $\sigma_{\text{alternada}}$ constante. O ensaio termina quando se verifica a rotura do provete ou quando se excede um determinado número de ciclos ($10^8 - 10^9$ ciclos) [10]. Após *Wöhler*, muitos investigadores contribuíram para a elaboração e caracterização do fenómeno de fadiga de alto ciclo. Dos quais se destaca os estudos desenvolvidos por *Gerber* em 1874 e *Goodman* em 1899, que determinam a vida de componentes solicitados por cargas flutuantes, assim como o de *Miner*, em 1945, através do modelo de dano acumulado [10]. Numa outra visão sobre o estudo à fadiga, foram desenvolvidos estudos sobre a correlação entre a deformação e o número de ciclos ($\epsilon - N_f$). Este tipo de análise à fadiga foi estabelecido a partir dos conceitos de fadiga de baixo ciclo, introduzidos pelos estudos de *Coffin-Manson* em 1954, e é predominante para aplicações na indústria nuclear [10].

A fadiga de baixo número de ciclos, designada como fadiga oligocíclica, é caracterizada por ruptura sob tensões elevadas e baixo número de aplicações de carga. Contudo este tipo de fadiga não traduz que o tempo até à rotura seja curto, mas sim que, sendo a frequência de aplicação de carga baixa, o tempo de vida pode ser longo [10],[30]. A fadiga de alto número de ciclos, ou *High Cycle Fatigue*, é aquela que apresenta um número superior de ciclos, para valores de tensão relativamente baixa, sendo necessário um grande número de ciclos de carregamento para que ocorra rotura por fadiga [10]. Deste modo, o ensaio experimental de análise à fadiga é categorizado segundo a amplitude (constante ou variável), um determinado número de eixos e o modo (direção e sentido) do carregamento aplicado:

- Ensaios uniaxiais
 - Tração e compressão (alternada, repetida ou pulsante)
 - Flexão plana e rotativa (alternada, repetida ou pulsante)
 - Torção (alternada)

- Ensaios biaxiais
 - Tração e compressão biaxial
 - Flexão ou tração alternada
 - Torção alternada com tração estática

O método de observação de resultados no ensaio fadiga baseia-se na definição de uma curva S-N (*Stress - Number of cycles*), na qual se define valores de tensão a aplicar ao provete, em função do número de ciclos de carregamento até se alcançar a rutura. Descrita pelas relações de *Basquin* (1910) em que (*c*) e (*C'*) corresponde às constantes de material e condições do teste experimental submetido. Quando a curva S-N assume horizontalidade infinita a partir de um certo número de ciclos, é possível retirar o valor correspondente de tensão, a tensão limite de fadiga (σ_{LF}) [10].

$$SN^c = C' \quad (2.18)$$

$$\log(S) = \log(C') - c \times \log(N^c) \quad (2.19)$$

2.2.2 Modelos de previsão de vida à fadiga

Outro dos aspetos a ter em conta no estudo da fadiga, é o facto da nucleação ou propagação de fissuras nem sempre coincidir com o ponto de aplicação da tensão máxima submetida ao material. Os regimes de fadiga são desencadeados em resposta a combinação de amplitudes de tensão-deformação, no entanto esta combinação nem sempre se dá na direção da tensão máxima, pois a pré-existência de descontinuidades provenientes do fabrico ou ambiente em serviço possibilita o desencadeamento dos mecanismos de fadiga para tensões inferiores à tensão de cedência [2]. A fadiga metálica é, portanto, um processo muito complexo, com origem em variadíssimas causas e desafios. Como resposta a este tipo de rutura de materiais, a comunidade científica desenvolveu até ao presente diferentes abordagens de forma a aumentar a sensibilidade no conhecimento do processo e todas as suas características. Existem quatro abordagens bem reconhecidas segundo o critério de projeto à fadiga, nomeadamente [30],[33]:

- a. Vida Infinita – Como a designação sugere, este critério foca-se num limite de resistência infinito, uma vez que os projetistas asseguram um fator de segurança que pode ser calculado através da comparação do historial de esforços aplicados com o limite de resistência à fadiga. Este método foi enunciado nos modelos propostos por *Dang Van, Matake, Prismatic Hull, McDiarmid, Carpinteri Findley, Crossland, Brown-Miller, Fatemi, e Liu*;
- b. Vida Segura – Nesta perspetiva, a integridade estrutural de um componente é analisada para um determinado período de vida, associado ao número de ciclos de carregamento necessários à estabilidade do processo de fissuração por fadiga. Modelos desenvolvidos por *Findley, Liu* e integrando as metodologias de análise à fadiga “*Strain-Life Approach*” e “*Stress-Life Approach*”, baseadas na previsão de vida associada a (N_r) ciclos de carregamento cíclico. É tipicamente aplicado em componentes de alta resistência sob carregamento elevado como motores de automóvel ou turbinas sujeitas a elevada pressão e temperatura;
- c. Falha Segura e Dano Tolerante – Os métodos de análise *Fail Safe* e *Damage Tolerant* são muito similares, uma vez que são baseados na nucleação e propagação de descontinuidades sob monitorização controlada. O critério de Dano Tolerante, considera descontinuidades que estão presentes à superfície ou no interior do componente. Com recurso às técnicas de inspeção não destrutiva (END), é possível determinar qual o tamanho máximo inicial do defeito que pode estar presente num determinado momento do ciclo de vida da peça. Posteriormente são aplicados os modelos de crescimento da fissuração para estimar o tempo em ciclos (N_r) necessário até se atingir um tamanho crítico. A maioria dos componentes e estruturas na aeronáutica é projetada de acordo com este critério integrado na mecânica da fratura linear elástica (LFEM).

Diversos modelos empíricos foram desenvolvidos no âmbito da mecânica da fratura de forma a analisar a vida de um componente ou estrutura sob crescimento da fissuração provocado por fadiga. *Murakami* [3] concluiu que é possível relacionar a tensão máxima de tração e a tensão limite de fadiga, para aços com dureza $HV \leq 400$ (equação 2.11):

$$\sigma_{LF} = 1.6HV \pm 0,1HV \text{ [MPa]} \quad (2.20)$$

No entanto, esta tensão só se torna plausível para a propagação de fissuras, sendo que existem registos de nucleação para valores inferiores à tensão limiar de fadiga (σ_{LF}). *Murakami* sublinha que na fratura por fadiga de aços obtidos por fundição, não devemos só ter em consideração a microestrutura metalúrgica, mas também a presença de heterogeneidades, inclusões ou porosidades. De acordo com a relação 2.19 proposta por *Murakami* a nucleação da fissuração ocorre ao longo dos limites de grão, um facto que não se verifica perante a presença de defeitos de fabrico. Por outro lado, os aços de alta resistência, natureza frágil ($HV > 400$), quando submetidos ao ensaio de tensão uniaxial muito dificilmente atingirão o limite de cedência, não se verificando a nucleação uma vez que são fortemente afetados pela forma e tamanho de defeitos.

Os investigadores *Matsubara & Nishio* em 2013 [34], desenvolveram procedimentos experimentais em que verificaram que os regimes de nucleação e propagação da fissuração em aços obtidos por fundição, são desencadeados na direção tangencial ou normal às tensões máximas principais aplicadas. De acordo com *Murakami* em 2012 [3], a tensão limite de fadiga (σ_{LF}) é significativamente afetada pela dimensão do defeito e conseqüentemente o limite de intensidade de tensões ($K_{m\acute{a}x}$), determinado pela equação 2.20, com $B = 0,5$ para defeitos internos e $B = 0,65$ para defeitos superficiais em aços traduz-se em:

$$K_{m\acute{a}x} = B\sigma\sqrt{\pi\sqrt{\text{area}}} \quad (2.21)$$

Posteriormente *Sun et al.* em 2012 [11], observaram em ensaio experimental, a fratura por fadiga em aços de alta resistência para tensões inferiores ao limite convencional de fadiga correspondendo a um regime de $N_r = 10^7$ ciclos ao qual designaram, fadiga de alto ciclo (VHCF).

Este modelo foi desenvolvido com base no estudo de *Murakami*, tendo como principal variável o efeito da área de defeito, a dureza *Vickers* (HV) e o rácio de tensões (R) para a obtenção do valor da tensão limite de fadiga, com $C=1,56$ para defeitos internos e $C=1,43$ para defeitos superficiais e $\alpha = 0.226 + HV \times 10^{-4}$ em ambos os casos.

$$\sigma_{LF} = C \frac{(HV+120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \times \left(\frac{1-R}{2}\right)^\alpha \quad (2.22)$$

De modo a integrar o número de ciclos de carregamento (N_r), *Wang et al.* [12], propuseram uma pequena modificação na equação 2.21, substituindo C por β , para descontinuidades internas (β_1) e superficiais (β_2) respetivamente:

$$\beta_1 = 3.09 - 0.12 \log(N_r) \quad \sigma_{LF} = \beta_1 \frac{(HV+120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \times \left(\frac{1-R}{2}\right)^\alpha \quad (2.23)$$

$$\beta_2 = 2.79 - 0.108 \log(N_r) \quad \sigma_{LF} = \beta_2 \frac{(HV+120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \times \left(\frac{1-R}{2}\right)^\alpha \quad (2.24)$$

Deste modo *Sun et al.* concluíram que a durabilidade à fadiga para aços de alta resistência se reduz em duas ordens de grandeza quando a área do defeito duplica [11].

2.3 Comportamento de materiais metálicos sujeitos à fadiga sob corrosão

2.3.1 Tipos de corrosão e elementos químicos predominantes

É evidente que a manipulação e o conhecimento dos elementos químicos ao alcance do ser humano já ultrapassou muitas das necessidades e perspectivas que moldaram o nosso planeta e sociedade. Os fenômenos atômicos e as propriedades que advêm de cada reação entre substâncias ou compostos, quando utilizados controladamente e de forma sustentável, facultam elevado valor na produção e consumo mundial. O ambiente atmosférico é responsável pela distribuição dos elementos químicos que varia ciclicamente ao longo do tempo, acabando por influenciar todos os processos macroscópicos que abrangem os setores industriais da química, da mecânica, da tecnologia, dos alimentos e da energia.

Desde do início do século XX que vários autores estudaram o comportamento das ligas anticorrosivas, que apesar de apresentarem elevada resistência em ambientes quimicamente erosivos, nem sempre são capazes de cumprir com os seus requisitos acabando por apresentar rotura precoce. Este resultado pode ter origem devido a lacunas em diferentes fases do ciclo de vida do componente, como por exemplo, no dimensionamento e seleção de materiais, no processo de fabrico, tratamento térmico ou químico e por fim em ambiente de serviço desempenhando as suas funções [30]. A corrosão é um processo de deterioração de materiais metálicos de carácter eletroquímico. A ação do meio ambiente, portador de certos elementos químicos (O, S, H, Cl), que em condições propícias de temperatura e pressão afetam a integridade e conseqüentemente as funções dos componentes constituídos por ligas metálicas. Os principais meios corrosivos são classificados segundo [35]:

- Ambiente de Água Doce - Este meio abrange essencialmente as zonas urbanas e rurais, onde a precipitação e condensação de água com percentagem reduzida de solutos é frequente, contribuindo assim para uma erosão de grau inferior nas estruturas e componentes expostos a este tipo de condições.
- Ambiente Marinho - O meio marinho é conhecido pelo elevado teor em sais cloreto e sulfatos de sódio (NaCl , Na_2SO_4) de poder erosivo superior, desde do nível do mar até níveis elevados de altitude. Nos exemplos práticos de embarcações, plataformas marinhas e transporte aéreo, este fenómeno é responsável pela rutura de estruturas e componentes através da combinação acelerada do desgaste abrasivo e deposição de iões que promovem a reação corrosiva.
- Ambiente Interior - Também denominada como atmosfera "indoor" apresenta pouca circulação de ar, o que favorece a existência de certos níveis de humidade, iões cloreto e iões enxofre, resultando na deterioração das superfícies metálicas através da ação conjunta entre os carregamentos mecânicos em componentes e a ação química dos elementos presentes em serviço.

No estudo sobre a durabilidade das ligas metálicas, o aço ferrítico ST-52 e o aço inoxidável R304, será abordado de forma mais detalhada o ambiente industrial (ambiente interior) onde predomina a ação corrosiva localizada (*pitting corrosion*), a corrosão intersticial (*crevice corrosion*) e ainda a corrosão galvânica presente em materiais metálicos [35],[36].

A resistência corrosiva das ligas de aço inoxidável é condicionada por diversos fatores, dos quais se destacam o estado da superfície metálica, a composição química do metal, o ambiente de serviço e o tipo de carregamento aplicado. Na constituição dos aços inoxidáveis, os elementos liga (Cr, Ni, Mo, Si) têm um papel fundamental na sua aplicação, a formação de uma película de espessura reduzida (ordem de 1 a 10 μm), denominada revestimento passivo [37].

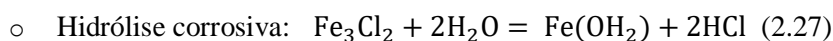
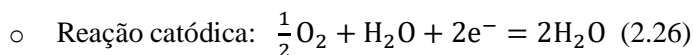
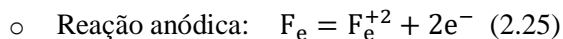
A película passiva corresponde à formação de um revestimento superficial de óxidos produzidos pela ação comum do oxigênio atmosférico e dos elementos liga presentes no material do componente [37]. Contudo, quando sujeito a solicitações mecânicas em serviço, o componente ou estrutura fica sujeito à origem de fissuras e irregularidades superficiais, que ao quebrarem o revestimento protetor, permitem o ataque de elementos indesejáveis e conseqüentemente das suas reações eletroquímicas. Por outro lado, quando este revestimento é danificado localmente, a existência de oxigênio no ambiente possibilita a reação contínua com os elementos liga, reconstruindo o mesmo na zona irregular. Desta forma é possível concluir que a resistência das ligas inoxidáveis é condicionada em ambientes de baixa oxigenação, ou seja, ambientes com circulação de ar atmosférico reduzida [38].

Como já referido, um dos principais fatores favoráveis à iniciação do processo corrosivo em superfícies metálicas, passa pela existência de pequenas heterogeneidades, tais como fissuras, entalhes, ranhuras, flanges existentes no componente, que fragilizam a espessura do revestimento anticorrosivo. Segundo a literatura foram desenvolvidas duas teorias que interpretam a ação dos elementos iônicos durante o processo de corrosão, a teoria da adsorção e a teoria do revestimento passivo.

Na teoria da adsorção (acumulação de um gás ou soluto na superfície metálica), os íons cloreto são adsorvidos na superfície do metal em competição com o oxigênio. A adsorção dos íons cloreto facilita a dissolução metálica, ao contrário do efeito do oxigênio que diminui a velocidade da ação desta reação corrosiva.

No que diz respeito à teoria do revestimento passivo, os íons cloreto penetram na película protetora através de poros ou descontinuidades presentes no mesmo, fazendo divergir os elementos do revestimento e tornando-o permeável à corrosão [39]. Deste modo, as principais formas corrosão em ambiente industrial são classificadas como [36],[38],[39]:

- Corrosão localizada (*pitting*) - Este tipo de corrosão é causado pela penetração local de agentes corrosivos, principalmente halogenetos (Cl^-), no revestimento de proteção e posteriormente na superfície do componente. Uma vez iniciado, conduz a uma reação de oxidação-redução contínua, causando a separação entre as zonas catódicas (zona exterior) e as zonas anódicas (zona interior de penetração) até o potencial elétrico se estabilizar. O aumento da temperatura, da concentração de íons cloreto (acidez) e o período de indução (intervalo entre a injeção de ânions agressivos e o início da corrosão) são os fatores que mais contribuem para penetração em profundidade deste processo autocatalítico (ver figura 2.24 e figura 2.25).



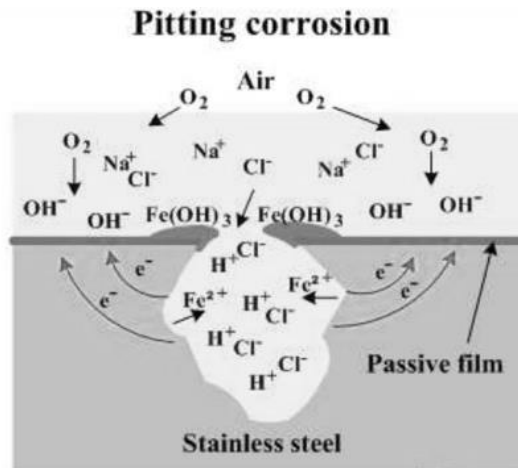


Figura 2.24 - Esquema representativo da ação corrosiva localizada (pitting) [39]

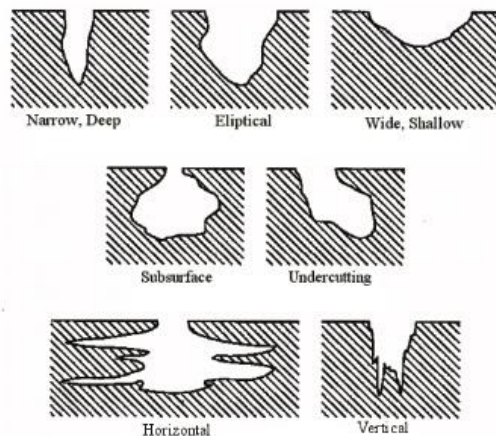
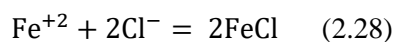


Figura 2.25 - Tipos de corrosão localizada (pitting) pela ASTM [32]

- Corrosão intersticial (*crevice corrosion*) - A corrosão intersticial ocorre em áreas de superfície metálica onde o acesso ao meio ambiente é condicionado pela geometria e tamanho da cavidade da peça. Predominante em descontinuidades sub-superficiais, ligações aparafusadas, juntas, flanges ou rebites onde o oxigénio é escasso e a humidade elevada. Este tipo de corrosão ocorre com mais facilidade que a corrosão localizada, uma vez que não é necessário a presença de aniões, embora acelerem a reação, ou um potencial eléctrodo de rutura (E_r) elevado. O consumo de oxigénio no interior da lacuna metálica levará à paragem da reação catódica nessa zona. A reação anódica continua produzindo iões metálicos, criando um excesso de cargas positivas na solução, naturalmente para manter a electro neutralidade, os iões negativos (Cl^-) deslocam-se para o interior, formando cloretos metálicos e aumentando a acidez dentro da lacuna de material. Deste modo, a ação corrosiva intersticial consiste em quatro fases: (i) desoxigenação, (ii) rutura do revestimento passivo, (iii) aumento da concentração ácida no interior e (iv) propagação da ação corrosiva em profundidade.



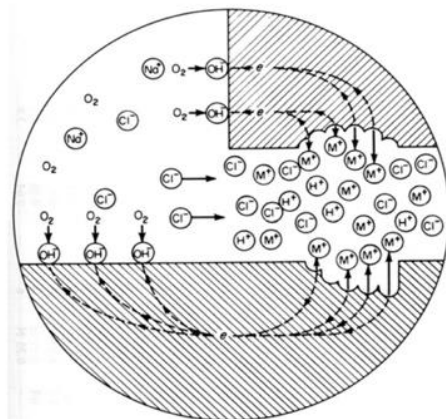


Figura 2.26 - Representação esquemática de corrosão intersticial [39]

- Corrosão galvânica - No que diz respeito à corrosão galvânica é essencial a existência de materiais metálicos com potencial elétrico diferente, ligados através de um meio elétrico comum. Deste modo, o metal de grau inferior (ânodo) na série galvânica sofrerá um aumento da sua velocidade de corrosão, contrariamente ao metal de grau superior (cátodo) que sofrerá uma redução na taxa de corrosão agregada. Para além da diferença de potencial entre os dois metais e a temperatura no processo, são destacados determinados fatores que contribuem extensivamente para esta reação eletroquímica; as características geométricas (áreas, orientação) as condições do meio envolvente (condutibilidade iônica do meio, humidade e concentração de sais), as propriedades elétricas e químicas de cada material, as condições de superfície (tratamento térmico e químico) e a distância entre cátodo - ânodo.



Figura 2.27 - Proteção catódica da estrutura de aço com a introdução de segmentos de alumínio (ânodo) [35]

A corrosão localizada está na base das morfologias de aço corrosiva que podem assumir diferentes formas de deterioração nos metais. De carácter súbito, associado a uma remoção de material mínima, torna-se um catalisador na origem de lacunas com concentração de tensões associada. Desta forma, a sua deteção e prevenção torna-se um desafio maioritário na manutenção e inspeção de equipamentos e sistemas de engenharia.

Sendo indispensável o uso de medidas preventivas na seleção e aplicação correta das ligas metálicas foram enumerados alguns procedimentos a ter em conta para cada tipo de corrosão estudado,[39],[38],[40]:

- a. Corrosão localizada (*pitting*) - Introdução de elementos químicos (Cr, Ni, Si, N, Mo, Ti) que contrariarem o efeito dos halogenetos (Cl^-), elevando o potencial elétrodo (E_r), diminuindo o número de picadas e o tempo de indução eletroquímico;
- b. Corrosão Intersticial - Projetar um equipamento de modo a não criar zonas propícias à retenção de líquidos, a utilização de soldaduras em ligações de órgãos de máquinas, a inspeção e manutenção de forma a remover interstícios ou cavidades formadas durante o período em serviço da peça ou componente;
- c. Corrosão Galvânica - Seleção de metais com potenciais similares na série galvânica, isolar eletricamente os materiais quanto possível, projetar a estrutura de forma a poder substituir as partes anódicas, instalar entre os dois metais um outro metal de grau anódico superior.

2.3.2 Fadiga sob corrosão

A ação simultânea entre tensões (σ'_s) e extensões (τ'_s) dinâmicas juntamente com o ataque corrosivo numa peça, denomina-se fadiga sob corrosão (FSC). Para que haja fadiga com corrosão é necessário que o meio ambiente que rodeia o componente reaja quimicamente com o metal. Em teoria, só em vácuo é que não se verifica essa reação. Em todos os outros casos, verifica-se a influência do meio ambiente, que dependerá dos elementos e suas propriedades. No ar seco com percentagens de humidade relativa inferiores, a influência do meio ambiente não é significativa na resistência à fadiga. O mesmo não se passa no ar húmido altamente saturado de vapor de água com percentagens de humidade relativa superior. Neste ambiente a resistência à fadiga diminui e essa redução ainda é mais drástica na presença de água, soluções de sais, atmosferas industriais (caso em estudo) e marítimas. Assim, podemos concluir que a resistência à fadiga em ambientes corrosivos torna-se inferior à resistência no ar, sem a presença de elementos químicos anódicos [30]. Este fenómeno é observado na comparação de uma curva S-N na presença de ambiente quimicamente corrosivo e uma outra definida, isenta de qualquer tipo de corrosão (figura 2.28) [10].

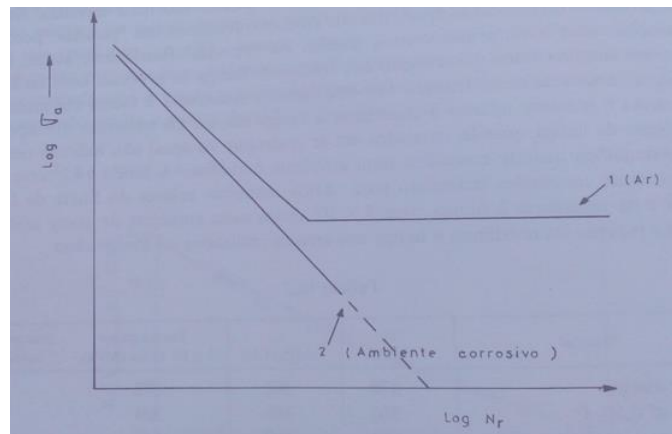


Figura 2.28 - Comparação entre as curvas S-N obtidas em ar e em ambiente corrosivo [10]

A FSC é conhecida como uma das formas de rutura metálica mais difícil de prever e detetar. De facto, o seu resultado combinado, por vezes, é muito superior ao resultado individual de cada processo na fratura mecânica de materiais. Este mecanismo tem predominância especial na rutura de pontes rodoviárias, componentes do setor aeronáutico e plataformas marítimas que ao desempenharem a sua função em serviço, estão constantemente sujeitos a solicitações dinâmicas combinadas com a ação erosiva e corrosiva [38]. O ataque corrosivo do meio ambiente provoca numa peça, que não esteja suficientemente protegida, a abertura de picadas corrosivas a partir da sua superfície.

As picadas são pequenas áreas de material dissolvido que aparecem preferencialmente nas zonas em que as tensões são mais elevadas. Desta forma a picada funciona como uma pequena lacuna onde a nucleação de fissuras por fadiga se processa com facilidade na presença de concentração de tensões [36].

Segundo a literatura [39], de todas as causas que estão na origem deste modo de rutura metálica, destaca-se a nucleação e fissuração devido a presença de tensões residuais na zona de corrosão localizada (picada ou intersticial), o ataque químico em regiões plasticamente deformadas no material, a penetração eletroquímica onde o revestimento ou superfície sofreu alterações nas suas propriedades físicas e químicas. Considerando o mecanismo FSC, um mecanismo de fadiga iniciado na presença de condições corrosivas favoráveis, é de tal forma importante considerar de que o mesmo se desenvolve primordialmente à superfície, onde o processo corrosivo tem origem [38]. Neste sentido os principais fatores que mais contribuem para este processo combinado são:

- Composição química e microestrutura do material
- Qualidade e homogeneidade da superfície metálica
- Ambiente e elementos químicos
- Características do carregamento cíclico aplicado

Como analisado no subcapítulo anterior, a interação entre a composição química e o ambiente em serviço de um aço liga é responsável pela formação de um revestimento protetor, constituído pela dissolução de óxidos e elementos liga presentes no material, adquirindo uma certa espessura (nano atómica) de propriedades eletroquímicas.

A passivação é obtida durante a exposição de uma superfície metálica a um ambiente oxidante, desta forma a sua estabilidade é função da diferença de potencial estabelecida, entre os iões atmosféricos e superficiais e ainda pelo período de indução eletroquímico entre os mesmos [39].

Segundo um estudo desenvolvido pela autora *Szklarska-Smialowska* em 2001 [23], o tamanho de grão cristalino influencia significativamente o potencial elétrodo da superfície, concluindo que as superfícies homogêneas, possibilitam a redução da concentração de iões anódicos e consequentemente uma maior proteção ao serviço de elementos corrosivos.

Outro fator importantíssimo a ter em conta é a temperatura do processo, pois a eficiência dos inibidores corrosivos é função da mesma, afetando o grau de adsorção dos iões de ataque e a dissolução do metal no óxido passivo. Relativamente ao estado superficial, a existência de heterogeneidades à superfície provenientes do fabrico e tratamento de materiais, como as porosidades, inclusões e precipitados, cria uma certa instabilidade no revestimento que apesar de ter maior espessura, comparado à restante superfície, terá mais suscetibilidade ao ataque corrosivo. O filme passivo numa superfície descontínua, é também ele mesmo descontínuo e por isso é antecipável que a ação corrosiva seja iniciada nas mesmas descontinuidades [23].

Em suma conclui-se que para uma proteção eficiente na aplicação de ligas inoxidáveis, é necessário a implementação de uma homogeneização física e química da superfície metálica através dos processos de deformação plástica e de tratamento superficial, de modo a impedir o início das fases de nucleação [38]:

- Dissolução anódica
- Rutura do revestimento passivo
- Propagação fissural sob tensão corrosiva

A entidade *American Society for Testing and Materials* (ASTM), destaca os principais mecanismos da fadiga sob corrosão (FSC) de acordo com a tecnologia aplicável na inspeção não destrutiva (figura 2.25) [30]:

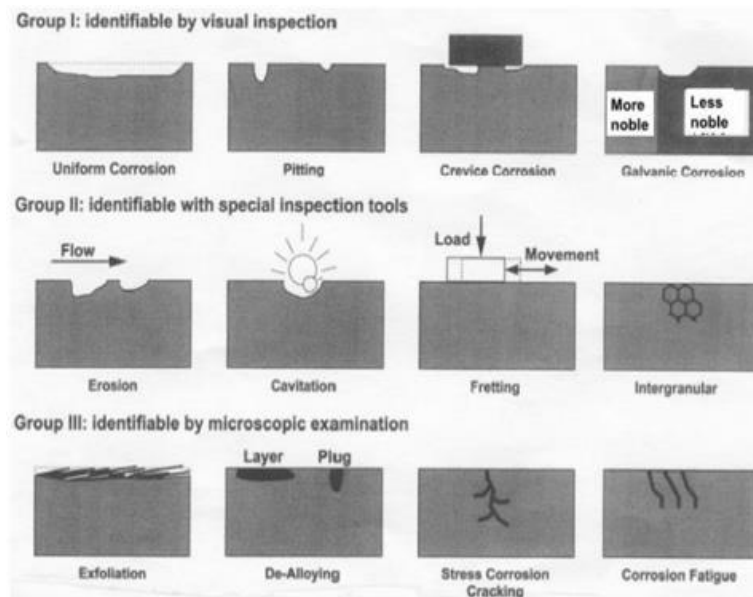


Figura 2.29 - Representação esquemática dos tipos de corrosão segundo a análise de inspeção [30]

A existência de lacunas metálicas à superfície dá origem ao berço da penetração corrosiva. A concentração de tensões residuais na região descontínua, é muito comum e têm a capacidade de gerar mecanismos de rutura por fadiga através de solicitações dinâmicas e estáticas. Segundo a comunidade científica, a FSC é um mecanismo de fratura segundo solicitações cíclicas sucessivas dividido em quatro fases: (i) deformação plástica cíclica, (ii) nucleação de micro fissuração, (iii) união e crescimento de discontinuidades e (iv) propagação até rutura [37]. Neste sentido a ação conjunta da corrosão e solicitação de componentes mecânicos, reduz as áreas de secção bem como a sua espessura, incrementando assim o fator de intensidade de tensões (K_{max}) (equação 2.9), nas regiões sujeitas a picada corrosiva. Consequentemente serão desencadeados os regimes de formação e propagação por fadiga sob corrosão (figura 2.26) [38].

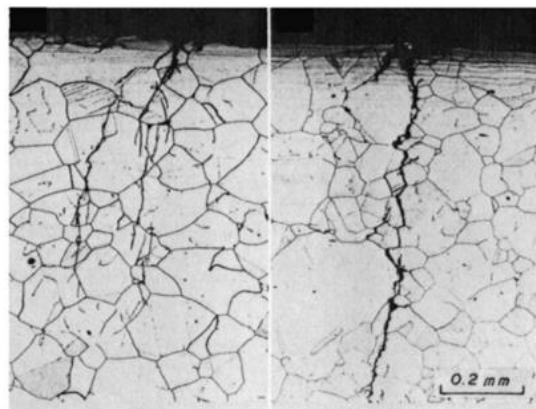


Figura 2.30 - Propagação fissural do aço inoxidável 304 em solução aquosa de cloreto de magnésio. Adaptado de Japan Institute of Metals [38]

Recorrendo à análise do fenómeno FSC no presente capítulo, torna-se claro que a sua origem está perante uma deterioração ao nível químico e mecânico em conjunto. A iniciação do processo pode estar relacionada com fragilização por iões de hidrogénio, rutura do revestimento passivo, dissolução e repassivação de acordo com o potencial eléctrodo, deformação plástica localizada, interações entre a deslocação e dissolução atómica e por fim a combinação de duas ou mais causas anteriormente referidas [41],[42]. De modo a conhecer sucintamente a base do processo de FSC e ainda as variáveis que o regem, foram consultadas algumas abordagens de análise experimental sobre o tema.

No estudo realizado sobre a corrosão a alta temperatura de recipientes utilizados na incineração de lixo, *Peter Viklund* em 2001 [43], concluiu que a temperatura presente em ambiente de serviço, é capaz de modificar as características defensivas do revestimento passivo. No caso em específico, o autor desenvolveu uma comparação entre provetes de ensaio e as amostras retiradas do recipiente em serviço, ambas submetidas a uma concentração de halogenetos (Cl^-), mas com uma diferença de temperatura igual a $\Delta_T = 300 \text{ C}^\circ$. Verificando que à temperatura inferior os cloretos metálicos permaneciam incorporados no revestimento passivo. Pelo contrário, as amostras submetidas a uma temperatura superior, indicaram perda de massa e material corrosivo agregado [43]. No mesmo estudo, o autor expôs dois tubos de inspeção, um constituído pelo aço inoxidável (Fe-18Cr-9Ni) e outro pelo aço ferrítico (Fe-25Cr-1Mo), numa mistura de cloretos alcalinos e vapor de água numa caldeira incineradora à temperatura de $T=450 \text{ C}^\circ$. Posteriormente foi adicionado sulfato de amónio (NH_4)₂SO₄ à mistura e realizou-se a observação das amostras após o período de ensaio. Nos resultados obtidos verificou-se uma diminuição no depósito de iões cloreto no aço ferrítico e uma redução ainda mais elevada na liga inoxidável. Levando o autor a concluir que a adição de sulfato de amónio aumenta extensivamente a resistência à corrosão em aços austeníticos inoxidáveis aplicados no ambiente de incineração de resíduos. De forma análoga, *Smialowska et al.* em 2005 [23], desenvolveu um estudo sobre a FSC do aço AISI 304 num gerador de vapor sujeito a iões Cl^- e SO_4^{2-} e com amplitude térmica $\Delta_T = 100 - 260 \text{ C}^\circ$. As observações permitiram concluir que a formação de precipitados no limite cristalino, empobrece as matrizes atómicas adjacentes e conseqüentemente contribui para a formação de corrosão intergranular localizada. De forma a impedir o desenvolvimento da penetração corrosiva em aços liga, a investigação desenvolvida por *Noh et al.* [23], dita que a adição de um tratamento superficial de nitrogénio nas ligas inoxidáveis, permite a remoção parcial ou completa de inclusões de precipitado, resultando num aumento do potencial eléctrodo. Com o mesmo objetivo, *Shibatta et al.* [23] concluíram que o fator crítico na proteção do revestimento é o enriquecimento de crómio presente na passivação. Uma vez que, o incremento da concentração de ácido nítrico incrementa o potencial eléctrodo e conseqüentemente o rácio Cr/Fe no revestimento.

No que diz respeito às teorias sobre o fenómeno da FSC no regime de propagação e crescimento da fissuração, foi abordada uma avaliação com base na teoria LEFM (Linear Elastic Fracture Mechanics) que relaciona o crescimento fissural cíclico da/dN com o aumento do fator de intensidade de tensões (K) presente na descontinuidade sob corrosão [42]. Desde da metade do século XX até ao presente que as teorias HIC (Hydrogen Induction Cracking) e SAD (Stress Assisted Dissolution) são analisadas e estudadas pela comunidade científica para um entendimento mais conciso da FSC em materiais metálicos com diferentes propriedades [42]. Ambas consistem na aplicação de uma excitação eletroquímica (anódica ou catódica) durante a fase de propagação sob tensão corrosiva.

Na abordagem experimental apresentada por *Shipilov* em 2002 [42], foi analisado o comportamento de aços de alta resistência (baixa liga) e ligas de titânio. De onde se concluiu que a aplicação de uma polarização anódica ou catódica (tendo em conta SAD ou HIC) controlada, aumenta ou diminui a dissolução metálica respectivamente. Em suma, foi possível estabelecer os limites críticos do fator (K) e (da/dN) para cada material estudado, segundo os elementos participantes na interação do ambiente de serviço com o revestimento passivo (figura 2.33).

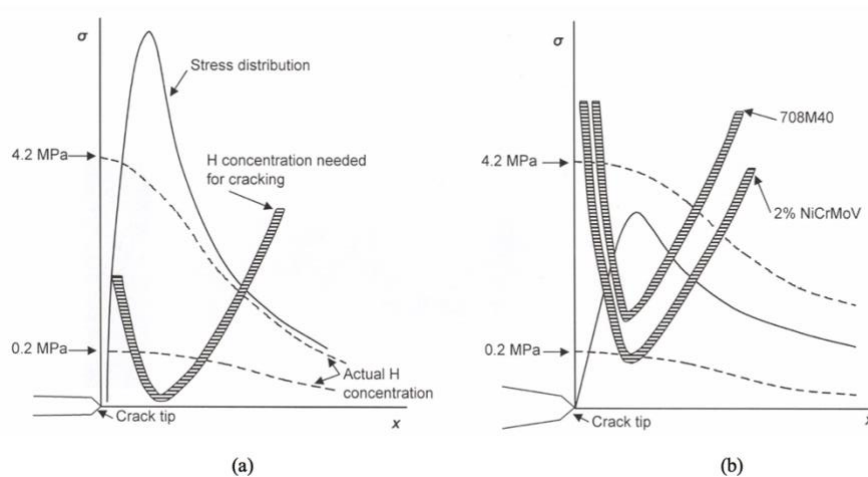


Figura - 2.31 Distribuição da tensão segundo a concentração de hidrogénio necessária à propagação de uma fissura. a) Aço de alta resistência b) Aço de baixa resistência [42]

No estudo sobre a influência da corrosão à fadiga [42], com recurso ao diagrama *Wohler*, é nitidamente visível que as curvas S-N neste tipo de ambientes, não apresentam horizontalidade até aos ciclos 10^6 de vida, tendo por indefinida a tensão limite de fadiga (σ_{LF}) no período de carregamento.

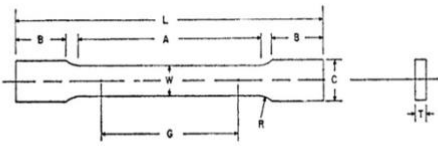
Por outro lado, segundo o estudo desenvolvido por *C.S Bandara* em 2015 [44], sobre a durabilidade à fadiga de aços submetidos a tratamentos térmicos distintos, foi observada uma variação considerável entre as tensões limite de fadiga das curvas S-N, em ambiente corrosivo e não corrosivo, sujeito a regime de alto número de carregamentos cíclicos (High Cycle Fatigue). Contrariamente, a realização de ensaios de fadiga em regime de patamares superiores de tensão (Low Cycle Fatigue), não demonstrou variação significativa entre as duas curvas submetidas a ambientes distintos (figura 2.28) [44].

3 Procedimento Experimental

3.1 Provetes

3.1.1 Geometria dos provetes

Em suporte ao estudo sobre a fadiga das duas ligas, o aço carbono ST-52 (AISI 1024) e o aço inoxidável R304 (AISI 304), foram realizados ensaios para obter as propriedades de resistência mecânica dos mesmos. Como tal, foram dimensionados provetes de secção retangular segundo a norma, *ASTM E-8/E8M-13a* [16], com as especificações apresentadas na figura 3.1.



Dimensions	Standard Specimens		Subsize Specimen
	Plate-Type, 40 mm [1.500 in.] Wide	Sheet-Type, 12.5 mm [0.500 in.] Wide	6 mm [0.250 in.] Wide
	mm [in.]	mm [in.]	mm [in.]
G—Gauge length (Note 1 and Note 2)	200.0 ± 0.2 [8.00 ± 0.01]	50.0 ± 0.1 [2.000 ± 0.005]	25.0 ± 0.1 [1.000 ± 0.003]
W—Width (Note 3 and Note 4)	40.0 ± 2.0 [1.500 ± 0.125, -0.250]	12.5 ± 0.2 [0.500 ± 0.010]	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]
T—Thickness (Note 5)		thickness of material	
R—Radius of fillet, min (Note 6)	25 [1]	12.5 [0.500]	6 [0.250]
L—Overall length, min (Note 2, Note 7, and Note 8)	450 [18]	200 [8]	100 [4]
A—Length of reduced section, min	225 [9]	57 [2.25]	32 [1.25]
B—Length of grip section, min (Note 9)	75 [3]	50 [2]	30 [1.25]
C—Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	50 [2]	20 [0.750]	10 [0.375]

Figura 3.1 - Dimensões dos provetes retangulares normalizados [16]

Na mesma fonte [16] foram consultados alguns requisitos a ter em consideração na definição de cada dimensão, de forma a garantir a devida tensão axial na execução de cada ensaio, bem como, a adaptação correta no aperto do provete às amarras. Em suma, o autor considerou com especial atenção as seguintes notas relativamente ao dimensionamento do provete selecionado ($T = 6\text{mm}$):

- A largura (W) nas extremidades da secção reduzida, não deve ultrapassar 1% da largura definida no centro do provete; sendo possível obter um provete com um decréscimo máximo na largura, da extremidade para o centro, igual a 0,02 mm;
- O provete normalizado deve possuir um comprimento (L) tão grande até o material permitir, neste caso até a um máximo de $L=200$ mm;
- Relativamente à dimensão (B) é desejável que a mesma seja definida com um comprimento de modo a que a deformação na zona de aperto atinja dois terços ou mais do comprimento do mesmo. Esta especificação visa impedir a existência de rutura na zona de entalhe do provete;
- Para cada tamanho normalizado, todos os raios circulares executados no entalhe do provete devem ser similares com uma tolerância de 1,25 mm. Adicionalmente, o centro de rotação de cada raio circular deve estar alinhado e perpendicular entre si;

Recorrendo ao software *SOLIDWORKS* procedeu-se ao dimensionamento de um provete com especificações atrás referidas. Na figura 3.2 são apresentadas as dimensões escolhidas para o fabrico do provete de ensaio.

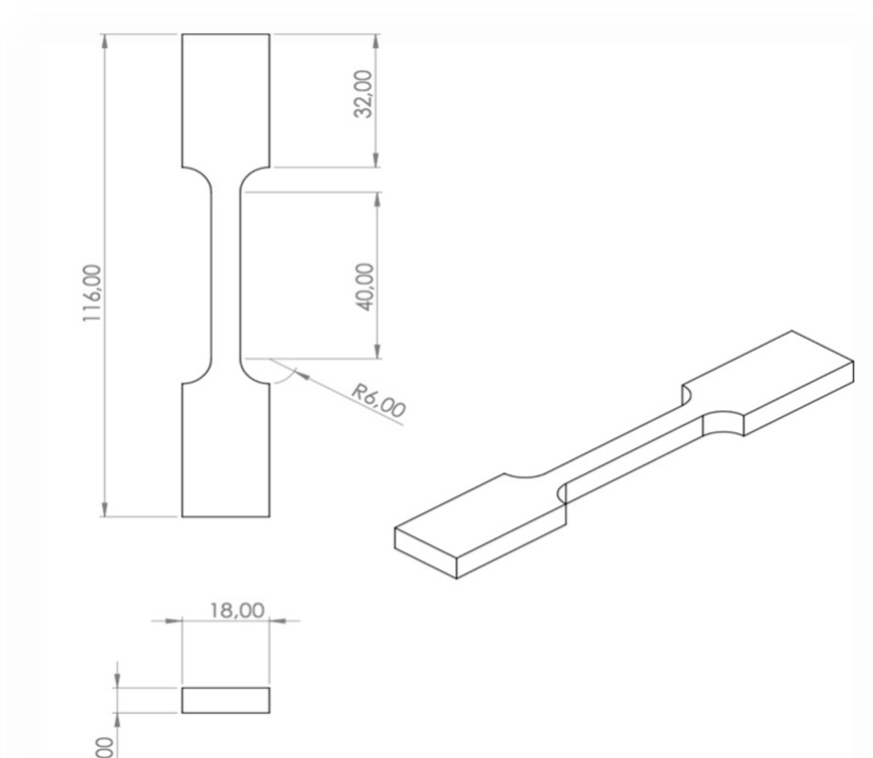


Figura 3.2 Dimensões dos provetes segundo a norma [16]

Segundo a norma *ASTM E739-10 Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life and Strain-Life Fatigue Data* [15] são necessários, pelo menos, doze provetes para cada material de modo a produzir resultados conclusivos na caracterização de materiais à produção de componentes. Deste modo, optou-se por projetar um número total de dezasseis provetes de ensaio, oito localizados na metade superior e os restantes oito na metade inferior de cada placa (ver figura 3.3). Como tal, foi realizada a encomenda de duas placas com dimensões 300x200x8 mm para cada material, o aço ao carbono ST-52 (AISI 1024) e o aço liga inoxidável R304 (AISI 304), obtidas pelo processo de fundição seguido de laminagem a quente segundo o fornecedor Ramada Aços com as seguintes especificações [18].

Tabela 3.1 - Composição química dos aços ST-52 e R304

	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cu (%)	Ni (%)	Cr (%)	P (%)	S (%)
ST-52	0,22	0,55	1,60	0,55	-	-	0,03	0,03
R304	0,07	1,00	2,00	-	10,50	17,50 -19,50	0,05	0,03

Com vista em alcançar um controlo mais preciso no decorrer desta fase experimental, foi desenvolvida uma nomenclatura para a identificação e localização de cada provete tendo em conta a geometria e os parâmetros escolhidos para a maquinação em cada material (figura 3.3). Facilitando assim o acompanhamento experimental entre o fabrico e os resultados obtidos para cada provete.

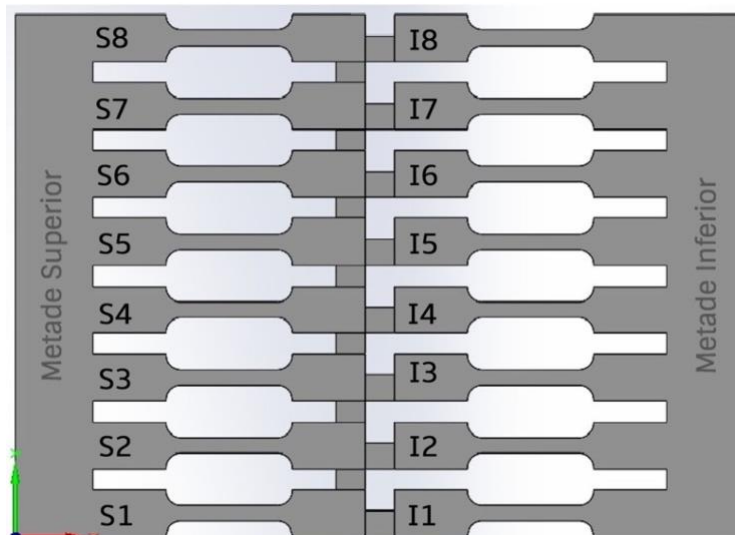


Figura 3.3 - Representação da placa e simbologia correspondente a cada um dos provetes.

3.1.2 Desenvolvimento do produto e maquinação

A parametrização do processo de tecnologia de corte por fresagem terá uma larga influência na produção e processamento dos aços em estudo, contribuindo para a comparação de resultados nos ensaios a realizar. Desta forma, foi desenvolvido no Laboratório de Tecnologias Avançadas do Instituto Politécnico de Setúbal (ESTS-IPS) com o auxílio do Professor Doutor José Simões e do Professor Carlos Fortes, o pré e pós-processamento com recurso ao software *CATIA* (figura 3.4) utilizando o ficheiro com extensão STEP (Standard for The Exchange of Product Data), previamente modelado no software *SOLIDWORKS*. Neste período, foram definidas as trajetórias de corte, as distâncias e tolerâncias a ter em conta no processo de maquinação por fresagem, bem como os conjuntos de parâmetros a implementar, nas etapas de facejamento, desbaste e acabamento por fresagem. A figura 3.5 mostra o centro de maquinação CNC (Computer Numerical Control), *Cincinnati VMC- 750*, onde foram maquinados os provetes de ensaio.

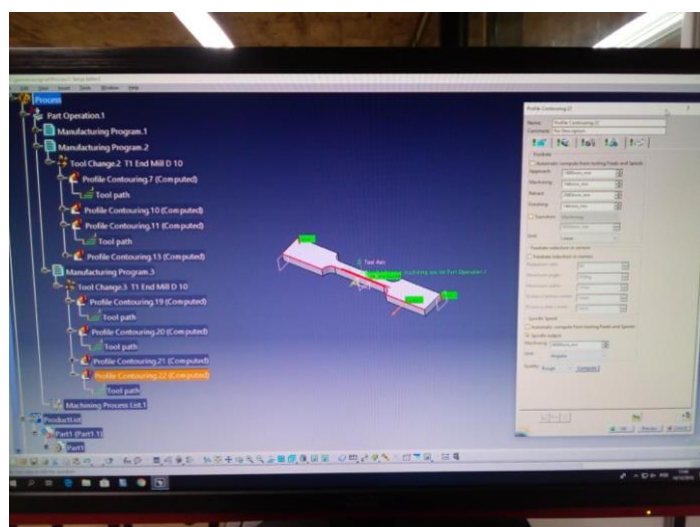


Figura 3.4 Definição da trajetória de corte e parametrização respetiva com recurso ao software *CATIA*



Figura 3.5 - Centro de maquinação CNC Cincinnati Arrow VMC - 750

De forma a otimizar a implementação dos parâmetros, optou-se por consultar diretamente os representantes das entidades fornecedoras, neste caso, a *Dormer Pramet* e a *Sandvik Coromant*, que facultaram as especificações para cada ferramenta. Porém, é evidente que os mesmos parâmetros teriam que ser corrigidos de acordo com a potência do centro CNC, *Cincinnati VMC-750*, utilizado no laboratório da ESTS-IPS. Este equipamento apresenta uma potência de 7,5 kW e uma rotação máxima de 8000 rpm, como as condições recomendadas de utilização pela marca. No sentido de destacar a influência da maquinação nos resultados finais a obter em ensaio, procedeu-se ao plano de maquinação composto por dois conjuntos de parâmetros de corte para ambas as fases, desbaste e facejamento. Deste modo, foi desenvolvido o primeiro conjunto de parâmetros para a placa I de cada material onde se adotou as especificações indicadas pela marca (*Sandvik Coromant* para a etapa de facejamento e *Dormer Pramet* para o desbaste), calculando as mesmas, de acordo com a potência e rotação disponíveis no equipamento CNC. O segundo conjunto de parâmetros foi definido pelo autor que optou por variar o avanço por dente (f_z) e conseqüentemente a rotação (n) implementada no corte da placa II de ambos os materiais em estudo (figura 3.6).



Figura 3.6 Materiais adquiridos ao fornecedor Ramada Aços e respetiva nomenclatura atribuída

3.1.2.1 Facejamento

Numa primeira fase, foram efetuadas as medidas de cada placa, de modo a conhecer as posições na área de maquinação do centro CNC. De seguida, foram então definidos os parâmetros de corte tendo em conta a utilização da fresa *R390-020EH20-11M* e suas especificações, facultada pelo Laboratório de Tecnologias Avançadas do ESTS-IPS juntamente com as pastilhas *R390-11 T3 08E-ML 2040*, fornecidas pela marca *Sandvik Coromant*. Completado o pré e pós processamento com código "G" para cada etapa e parametrização adotada, foi introduzido o mesmo num computador ligado ao centro CNC com a respetiva memória. Posteriormente, foi realizada a definição do *Zero-Máquina* e o *Zero-Peça* de modo a dar a conhecer o sistema de coordenadas da peça relativamente ao sistema de coordenadas do equipamento CNC. Procedeu-se à escolha de uma trajetória pré-definida (*Preset*) em forma de labirinto retangular como se pode observar na figura 3.8. A fixação de cada placa à mesa de corte foi executada com recurso a grampos de fixação, que se encontram aparafusados diretamente por meio de calços roscados (figura 3.7).

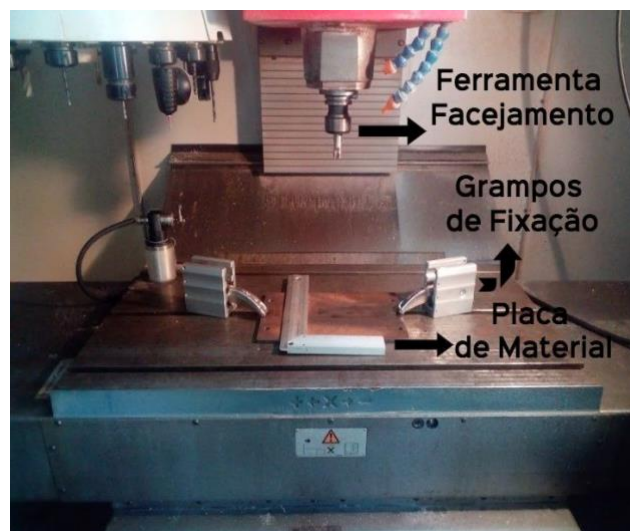


Figura 3.7 - Mesa de corte e respetivos componentes de fixação

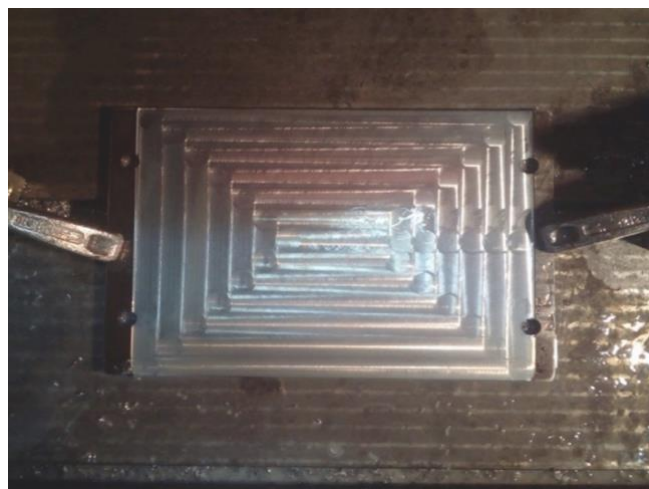


Figura 3.8 - Trajetória de Facejamento do aço ST-52

Na realização do corte por facejamento do aço inoxidável R304, foi adotado um procedimento diferente, devido à natureza metalúrgica deste material. Como caracterizado no subcapítulo 2.1, o material R304 possui uma condutibilidade térmica reduzida comparado ao aço ferrítico ST-52. Originando acumulação excessiva de calor na interface de contacto entre a peça e a ferramenta. Tomando este facto em consideração juntamente com a fixação implementada, torna-se evidente a possibilidade de as placas deste material sofrerem estados de flexão, dando origem a irregularidades ao nível da espessura do provete. De forma a contornar este obstáculo, foi medido e marcado cada espaço correspondente a cada provete na placa, cujo o objetivo se definiu em realizar o corte individual (figura 3.9) com recurso ao serrote mecânico, *FAT 270 Man* (figura 3.11). Tomada a iniciativa, foi realizada inicialmente a fixação de um torno de bancada na mesa de corte do centro CNC, onde foram colocados dois calços, com o intuito de criar determinada altura no provete a posicionar superiormente, para posterior maquinação (figura 3.10).

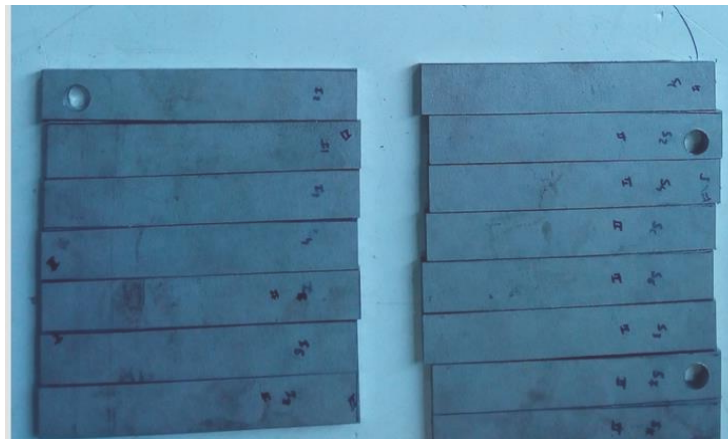


Figura 3.9 - Divisão da placa em provetes individuais do aço R304



Figura 3.10 - Etapa de facejamento do aço R304

Os cálculos de corte na etapa de facejamento foram desenvolvidos com base nas equações (2.2, 2.3, 2.4, 2.5, 2.6, 2.7 e 2.8) tomando em consideração a potência disponível (N_m) do centro de maquinação CNC, a energia de corte específica (K_S) para cada material e ainda as características da ferramenta selecionada. Nas tabelas 3.2 e 3.3 são apresentados os parâmetros de facejamento dos materiais ST-52 e R304 respectivamente. Contudo, para a placa I foi definida e recalculada a parametrização tendo em conta o aconselhamento da marca *Sandvik Coromant*. Na maquinação da placa II de cada material são apresentados os parâmetros de teste implementados pelo autor.

Tabela 3.2 - Parametrização implementada no facejamento da do aço ST-52

Parâmetros Aço ST-52	Placa I	Placa II
\varnothing_{DC} [mm]	20	20
f_z [mm]	0,2	0,09
z	3	3
a_p [mm]	0,25	0,25
A_C [mm ²]	5,0E-06	5,0E-06
v_f [mm/min]	2040	783
v_c [m/min]	214	182
n [rpm]	3400	2900
Z_M [m ³ /min]	8,16E-06	3,92E-06
N_m [kW]	3,04	2,12
K_S [MPa]	2483,5	2913,5

Tabela 3.3 - Parametrização implementada no facejamento do aço R304

Parâmetros Aço R304	Placa I	Placa II
\varnothing_{DC} [mm]	20	20
f_z [mm]	0,15	0,08
z	3	3
a_p [mm]	0,15	0,15
A_C [mm ²]	3,0E – 06	3,0E – 06
v_f [mm/min]	1485	737
v_c [m/min]	193	207
n [rpm]	3300	3070
Z_M [m ³ /min]	$4,45 \times 10^{-6}$	$2,21 \times 10^{-6}$
N_m [kW]	3,04	1,71
K_S [MPa]	4092,03	4640,23

3.1.2.2 Corte por serrote mecânico

Logo após o facejamento, foi executado o corte nas extremidades de apoio, de cada placa, com recurso ao serrote mecânico *FAT 270 Man* (figura 3.11). Nesta etapa, o controlo acurado da velocidade de avanço (v_f), sentido descendente, permitiu um corte mais alinhado. A escolha de uma velocidade superior, no caso do aço R304, e uma velocidade inferior no corte do aço ST-52, mostrou ser mais adequada em termos de desgaste da ferramenta



Figura 3.11 - Serrote mecânico FAT 270 Man

No que diz respeito ao processo de desbaste, foi considerado que poderia gerar algumas dificuldades na maquinação. O obstáculo predominou na ideia de maquinar os dezasseis provetes de uma vez só, fixando cada placa a um gabarito por grampos de fixação. Porém, considerando o tamanho em área de cada placa, é de notar que as forças de corte e o calor que a ferramenta poderia transmitir no centro da peça levariam à flexão e pobre acabamento da mesma. Neste sentido foram traçadas as linhas que separam o espaço respetivo a cada provete localizado na placa, para corte posterior por serrote mecânico (ver figuras 3.12 e 3.13).

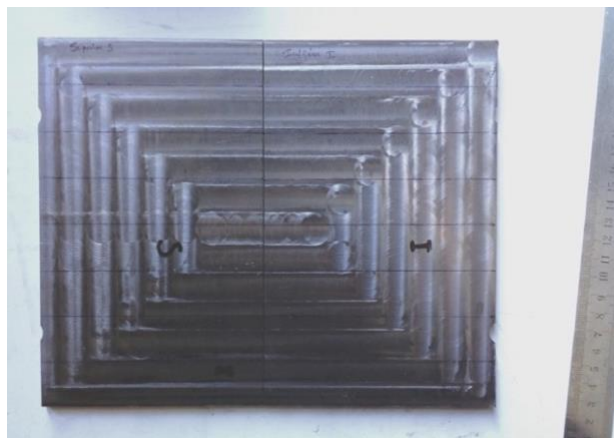


Figura 3.12 - Divisão da peça em espaços individuais



Figura 3.13 - Divisão em provetes individuais após o corte por serrote mecânico

3.1.2.3 Desbaste

Finalizado o corte de facejamento, foi tomada a iniciativa para o desenvolvimento do pré-processamento com recurso ao software CATIA para a etapa de desbaste. Neste período foram definidas ambas as trajetórias de corte (desbaste e acabamento), parâmetros e tolerâncias, tendo em conta a geometria final desejada. Desta forma foi adquirida uma fresa de acabamento designada *S803HA*, de metal endurecido (HM) através da fornecedora *Dormer Pramet*. Conhecendo as especificações da ferramenta foram calculados dois conjuntos de parâmetros diferentes, um de desbaste e outro de acabamento, para cada placa (I e II) em ambos os materiais. Nas tabelas 3.4 e 3.5 são apresentados os parâmetros de desbaste e acabamento definidos para o corte de cada material.

Tabela 3.4 - Parametrização implementada no desbaste e acabamento do aço ST-52

Aço ST-52	Placa I		Placa II	
Parâmetros	Dormer Pramet		Autor	
Etapa	Desbaste	Acabamento	Desbaste	Acabamento
ϕ_{DC} [mm]	6		6	
f_z [mm]	0,02	0,015	0,016	0,011
z	3		3	
a_p [mm]	0,138		0,283	
A_c [mm ²]	8,28E-07	1,70E-06	8,28E-07	1,70E-06
v_f [mm/min]	420	338	216	182
v_c [m/min]	132	141	85	104
n [rpm]	7000	7500	4500	5500
Z_M [m ³ /min]	3,48E-07	2,79E-07	3,36E-07	3,1E-07
N_m [kW]	0,023	0,02	0,025	0,023
K_S [MPa]	3936	4169	4115,7	4436

Tabela 3.5 - Parametrização implementada no desbaste e acabamento do aço R304

Aço R304	Placa I		Placa II	
Parametros	Dormer Pramet		Autor	
Etapa	Desbaste	Acabamento	Desbaste	Acabamento
ϕ_{DC} [mm]	6		6	
f_z [mm]	0,02	0,015	0,0252	0,012
z	3		3	
a_p [mm]	0,283		0,283	
A_c [mm ²]	1,70E-06		1,70E-06	
v_f [mm/min]	213	171	279	144
v_c [m/min]	67	71,6	69,7	75,4
n [rpm]	3555	3800	3700	4000
Z_M [m ³ /min]	3,62E-07	2,9E-07	4,74E-07	2,45E-07
N_m [kW]	0,037	0,028	0,037	0,022
K_S [MPa]	6125	6485,4	5849	6781

Relativamente à fixação para a fase de desbaste, foi solucionado um gabarito de tamanho similar à forma retangular do provete, aparafusado diretamente à mesa de maquinaria. Tendo em vista a segurança e fixação total dos grampos no provete, foram ainda adicionados dois calços de aço, que serviram como prensas de aperto entre a peça a maquinar e os grampos de fixação (figura 3.14).



Figura 3.14 - Modo de fixação no desbaste de ambos os materiais (ST52 e R304)

Após a fase de desbaste foi obtida uma geometria muito próxima à desejada, no entanto foi necessário executar o corte por serrote mecânico novamente, de forma a remover o segmento de sobra, respetivo à zona de fixação por calço (figuras 3.15 e 3.16).



Figura 3.15 - Operação de desbaste

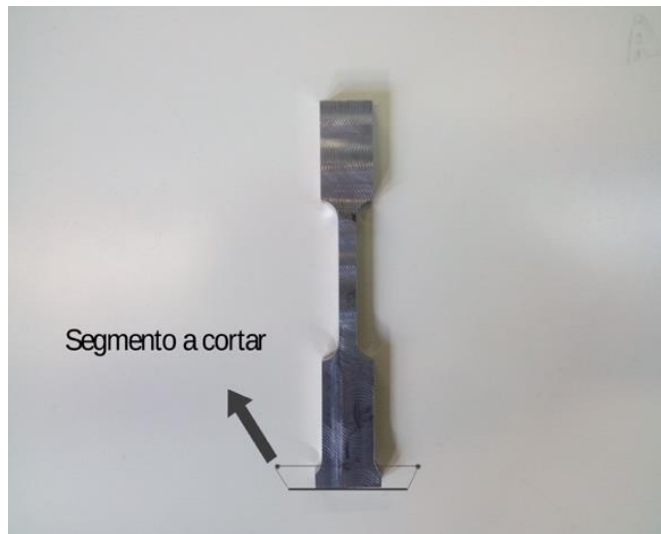


Figura 3.16 - Geometria final após desbaste

3.1.2.4 Retificação superficial

Obtida a geometria final desejada, procedeu-se à análise do acabamento superficial de cada material. Após a verificação a olho nu, constatou-se a predominância de marcas de facejamento na liga de aço ST-52 e, embora com menos domínio e de textura mais espelhada, no aço inoxidável R304. (figura 3.17 e 3.18 respetivamente). É de notar que, as marcas superficiais de facejamento poderão contribuir para uma rutura precoce em ensaio, através do crescimento e propagação das mesmas quando sujeito a solicitações externas.



Figura 3.17 - Textura superficial obtida no aço ST-52



Figura 3.18 - Acabamento superficial do aço R304 após facejamento

Adicionalmente foi realizada a medição das diferentes dimensões de cada provete, onde se constatou algumas discrepâncias, nomeadamente na espessura, devido à etapa de facejamento. Neste sentido e tendo em conta as notas consultadas na norma [16], foi tomado em consideração a execução de uma etapa de retificação superficial em cada provete. Esta fase não só contribuiu para uma homogeneidade em termos de espessura (T) como também para um elevado grau no acabamento superficial (rugosidade homogénea). Neste período fez-se uso da retificadora *Sunlike*, presente no Laboratório de Processamento Mecânico de Materiais do DEMI na FCT-UNL. O equipamento possui uma rotação máxima de 3000 rpm e frequência $f=50$ Hz, uma mesa hidráulica retangular de propriedades magnéticas, com movimento nas direções (X) e (Y) e uma mó abrasiva com altura ajustada no eixo (Z). Tomando em consideração que o manípulo na direção da espessura (Z) tem uma incerteza de $Z = 0,01\text{mm}$ (figura 3.19).

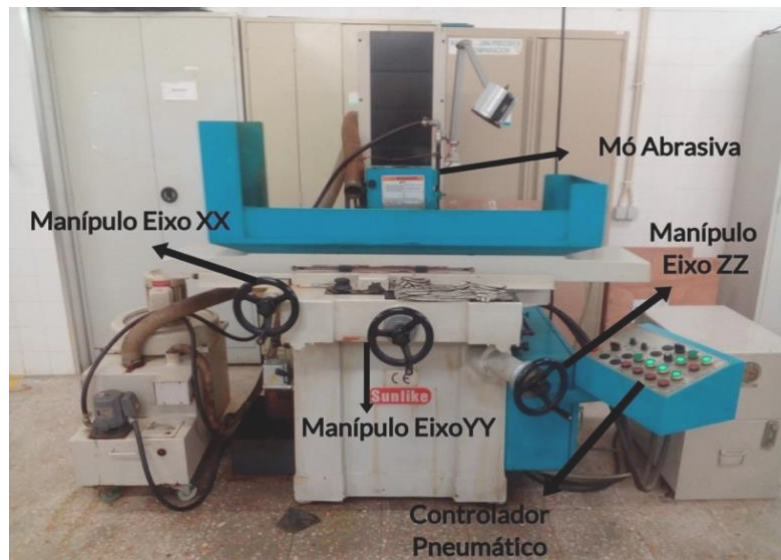


Figura 3.19 - Retificadora Sunlike utilizada no laboratório do DEMI da FCT - UNL

Na realização desta etapa experimental foi adotado o seguinte procedimento:

1. Medição prévia das espessuras em três localizações diferentes (Zona Inferior, Zona Média e Zona Superior), segundo a direção longitudinal;
2. Colocação de quatro provetes adjacentes, fixos com recurso à força eletromagnética da mesa de maquinação com uma variação de espessura inferior a $\Delta T = 0,15 \text{ mm}$;
3. Definir a altura inicial no eixo (Z) associada à mó e os percursos nos eixos (X) e (Y) com regulação manual;
4. Executar trajetória de corte com ambos os limites nas coordenadas (X) (figura 3.20) e (Y) (figura 3.21);
5. Após cada ciclo de corte, incrementar $Z = 0,01 \text{ mm}$ até se atingir a espessura desejada;
6. Concluída a retificação, colocar o provete do lado oposto e executar a mesma metodologia;



Figura 3.20 - Definição dos limites de maquinação no eixo (X)



Figura 3.21 - Definição dos limites de maquinação no eixo (Y)

Como descrito anteriormente, esta fase experimental envolveu a divisão do número de provetes a maquinar em grupos de quatro, posicionados paralelamente à direção da mó abrasiva que desempenha uma trajetória de corte em forma retangular (figura 3.22). Esta medida foi adotada por forma a facilitar o controlo de espessuras em cada provete e consequentemente reduzir o tempo de operação para cada grupo a maquinar.

Relativamente à fixação de cada conjunto de provetes na mesa de trabalho, é de salientar o facto do aço R304 possuir estrutura austenítica, sem propriedades ferromagnéticas, devido a sua origem metalúrgica. Sabendo que a fixação dos provetes é de extrema importância, não só pela qualidade superficial obtida, mas também por motivos de segurança no laboratório, foi adotado um método de fixação com recurso a segmentos de sobra do aço ST-52 (magnético). Na figura 3.22 são apresentados os segmentos de espessura reduzida rodeando o conjunto de quatro provetes, cujo o objetivo é impedir qualquer tipo de deslocamento do mesmo.

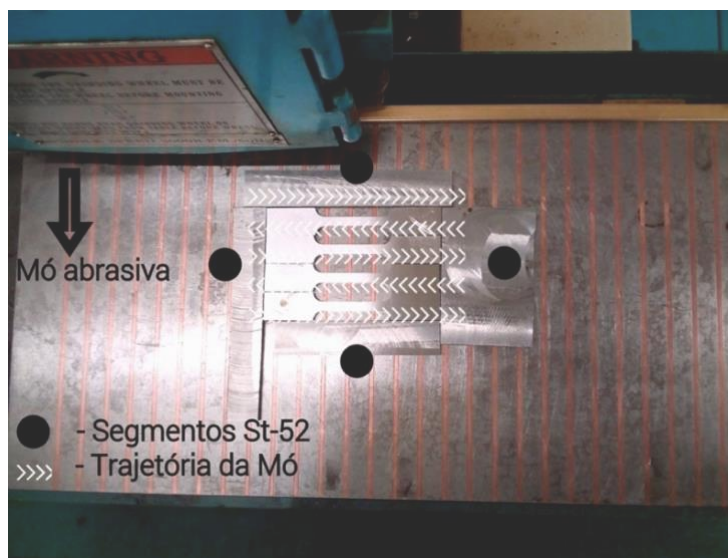


Figura 3.22 - Trajetória adotada na retificação de ambos os materiais (ST-52 e R304)

Ao longo desta etapa foi necessário tomar com especial atenção, o facto de cada material possuir estruturas metalúrgicas distintas e consequentemente propriedades intrínsecas diferentes. Neste sentido foi aconselhado pela Professora Doutora Carla Machado, a utilização de mós com granulometria diferente para cada material. Sendo preferível a utilização de uma mó constituída por grão mais fino na retificação do aço inoxidável R304 em estudo.

O aço austenítico é um material que detém uma condutibilidade térmica muito reduzida, o que resulta na acumulação excessiva de calor na interface de contacto entre a peça e a ferramenta. Dando origem a deformações térmicas no material como se pode observar na figura 3.23. As especificações de cada mó utilizada na fase de retificação são apresentadas na tabela 3.6.



Figura 3.23 - Deformação superficial por acumulação excessiva de calor

Tabela 3.6 - Especificações das mós utilizadas na fase de retificação

Mó Abrasiva	Material	Especificação	Substância de Ligação	Dimensão [mm]	Tamanho do Grão	Norma
ST-52 <i>Dragão - Portugal</i>	Carboneto de Tungsténio	CBC-60-M10-VB8	Resina e Cerâmica	175x13x32	60	EN12413
R304 <i>Carborundum - Electrite</i>	Carboneto de Silício	49-100-K9-V10	Cerâmica	125x20x31,75	100	EN12413

3.1.3 Análise e controlo de qualidade

No presente capítulo serão relatados os resultados e as medidas tomadas sobre a qualidade adquirida em cada material ao longo da fase experimental. Segundo a norma *ASTM E3-95: Standard Practise and Preparation of Metallographic Specimens* [45], o estudo metalúrgico e microestrutural de materiais através da análise microscópica, deve ser realizado na direção longitudinal e transversal do provete com recurso a equipamentos óticos de ampliação. No caso em estudo, foi tomado em consideração a direção da deformação plástica nos materiais adquiridos pelo processo de laminagem a quente. Tendo por isso sido dimensionados os provetes, em sistema CAD, com comprimento longitudinal na mesma direção da deformação e secção transversal perpendicular. A inspeção e avaliação visual nas duas direções deste tipo de amostras possibilita a observação de:

- Variações na microestrutura do centro à superfície;
- Profundidade nas descontinuidades superficiais e sub-superficiais;
- A espessura e estrutura dos elementos no revestimento;
- Profundidades alcançadas pelo ataque corrosivo e "pitting";
- O teor de inclusões provenientes do fabrico;
- O grau de plasticidade implementado na formação do material;
- Presença ou ausência de zonas com "banding" estrutural.

O estado das diferentes superfícies após maquinação deve ser analisado com especial atenção, uma vez que as características do mesmo condicionaram o período e modo de rutura em ambos os materiais. Como tal, foi realizada uma análise de rugosidade das superfícies (superior, inferior e lateral) de cada provete (figura 3.24). A medição foi executada em dois períodos diferentes, a primeira após o desbaste e acabamento por fresagem e a segunda já realizada após a retificação superficial. A avaliação da qualidade superficial foi desenvolvida em três zonas distintas ao longo da secção transversal reduzida em cada provete (Gauge Length). A rugosidade lateral foi medida também no centro do comprimento de ensaio do provete, cujo o objetivo principal reside em analisar as variações de relevo superficial implementadas por cada tipo de parametrização aplicada no acabamento por fresagem. O controlo e qualidade de rugosidades foi possível com recurso ao rugosímetro *Mahr MarSurf P10* facultado pelo laboratório de Caracterização de Materiais do DEMI da FCT-UNL e pelo laboratório de Tecnologia Mecânica do Instituto Politécnico de Leiria (figura 3.25).

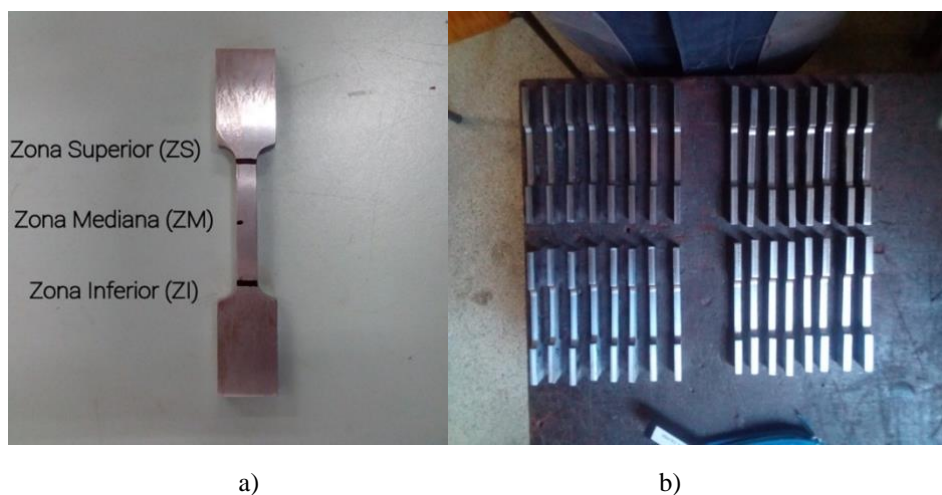


Figura 3.24 - Zonas de medição da rugosidade: a) superficial (retificação) e b) lateral (acabamento)



Figura 3.25 - Rugosímetro Mahr MarSurf PS 10

3.1.3.1 Medição de espessuras e rugosidades anterior à retificação

Tendo em consideração os dois conjuntos de parâmetros implementados no facejamento de cada material, foram obtidas as tabelas 3.26, 3.27, 3.28 e 3.29 de rugosidades médias aritméticas (Ra) e espessura correspondente a cada provete (placa I e placa II).

Tabela 3.7 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa I do aço ST-52

ST-52 (Placa I)								
Provete	Rugosidades [μm]				Espessura [mm]			
	ZI	ZM	ZS	Média	ZI	ZM	ZS	Média
S1	1,053	1,41	1,988	1,484	5,87	5,86	5,86	5,86
S2	2,161	2,756	2,623	2,513	6,07	6,09	6,08	6,08
S3	0,911	1,19	1,233	1,111	5,86	5,85	5,86	5,86
S4	1,527	1,272	1,531	1,443	5,85	5,86	5,86	5,86
S5	1,613	1,122	1,484	1,406	6,05	6,05	6,06	6,05
S6	2,104	2,708	2,04	2,284	5,9	5,91	5,94	5,92
S7	2,054	2,221	2,176	2,15	6,15	6,16	6,19	6,17
S8	2,224	2,832	2,895	2,65	5,87	5,88	5,88	5,88
I1	2,085	2,494	1,553	2,044	5,84	5,86	5,84	5,85
I2	1,516	1,513	1,225	1,418	5,86	5,88	5,87	5,87
I3	1,875	1,924	1,503	1,767	5,84	5,86	5,84	5,85
I4	1,433	1,955	1,363	1,584	5,95	5,92	5,91	5,93
I5	2,397	1,79	2,118	2,102	5,94	5,94	5,95	5,94
I6	1,656	2,255	1,586	1,832	5,89	5,88	5,89	5,89
I7	1,638	1,41	1,449	1,499	5,8	5,84	5,82	5,82
I8	1,43	1,97	1,425	1,608	5,84	5,82	5,84	5,83

Tabela 3.8 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa II do aço ST-52

ST-52 (Placa II)	Rugosidades [μm]				Espessura [mm]			
	Provete	ZI	ZM	ZS	Média	ZI	ZM	ZS
S1	1,139	1,984	1,235	1,453	6,085	6,09	6,1	6,09
S2	1,672	1,436	1,954	1,687	5,96	5,86	5,86	5,89
S3	1,848	1,012	1,525	1,462	6,11	6,09	6,1	6,1
S4	1,938	1,537	1,907	1,794	6,12	6,1	6,09	6,1
S5	1,497	1,237	1,86	1,531	6,105	6,12	6,124	6,12
S6	1,877	1,636	1,752	1,755	6,105	6,08	6,09	6,09
S7	1,348	1,219	1,798	1,455	6,07	6,07	6,07	6,07
S8	1,164	1,769	1,459	1,464	6,075	6,08	6,07	6,08
I1	2,512	1,763	1,468	1,914	6,19	6,185	6,21	6,20
I2	0,954	0,91	1,005	0,956	6,06	6,07	6,06	6,06
I3	1,865	1,382	0,745	1,331	6,06	6,08	6,06	6,07
I4	0,94	0,792	0,678	0,803	6,12	6,13	6,13	6,13
I5	1,472	0,932	0,828	1,077	6,06	6,06	6,06	6,06
I6	1,439	1,247	0,93	1,205	6,085	6,09	6,07	6,08
I7	0,943	1,001	1,282	1,075	6,11	6,12	6,12	6,12
I8	1,543	0,915	1,242	1,233	6,14	6,12	6,12	6,13

Tabela 3.9 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa I do aço R304

R304 (Placa I)	Rugosidades [μm]				Espessura [mm]			
	Provete	ZI	ZM	ZS	Média	ZI	ZM	ZS
S1	1,303	1,368	1,243	1,305	6,08	6,11	6,1	6,1
S2	1,162	1,183	1,282	1,209	6,11	6,09	6,11	6,1
S3	1,663	1,547	1,359	1,523	6,23	6,23	6,24	6,23
S4	1,572	1,422	1,435	1,476	6,13	6,18	6,13	6,15
S5	1,256	1,024	1,696	1,325	6,37	6,35	6,35	6,36
S6	1,387	1,382	1,603	1,457	6,31	6,33	6,3	6,31
S7	1,299	1,271	1,342	1,304	6,32	6,34	6,33	6,33
S8	1,518	1,42	1,256	1,398	5,98	5,95	5,91	5,95
I1	1,327	1,175	1,203	1,235	6,15	6,18	6,2	6,18
I2	1,421	1,393	1,354	1,389	6,12	6,14	6,13	6,13
I3	0,945	0,739	0,789	0,824	6,1	6,13	6,11	6,11
I4	0,908	0,778	0,834	0,84	6,15	6,21	6,19	6,18
I5	1,08	0,993	0,811	0,961	6,12	6,09	6,085	6,1
I6	1,214	1,189	1,290	1,231	6,11	6,13	6,11	6,12
I7	1,263	0,743	0,955	0,995	6,08	6,09	6,07	6,08
I8	0,999	1,382	1,362	1,248	6,14	6,16	6,16	6,17

Tabela 3.10 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa II do aço R304

R304 (Placa II)	Rugosidades [μm]				Espessura [mm]			
	Provete	ZI	ZM	ZS	Média	ZI	ZM	ZS
S1	0,653	0,723	0,777	0,718	6,07	6,1	6,07	6,08
S2	0,922	0,856	0,789	0,856	5,91	5,93	5,96	5,93
S3	0,647	0,672	0,650	0,646	5,96	5,96	5,95	5,96
S4	1,049	0,984	0,81	0,948	5,95	5,96	5,95	5,95
S5	0,739	0,603	0,634	0,659	5,96	5,91	5,96	5,94
S6	0,81	0,702	0,752	0,755	6,23	6,24	6,25	6,24
S7	0,934	0,789	0,682	0,802	6,09	6,1	6,11	6,1
S8	0,824	0,606	0,576	0,669	6,24	6,28	6,27	6,26
I1	0,842	0,937	0,795	0,858	6,07	6,05	6,09	6,07
I2	1,042	0,884	0,822	0,916	6,08	6,105	6,11	6,1
I3	0,981	0,892	0,873	0,915	6,21	6,2	6,24	6,22
I4	1,068	1,243	1,564	1,292	6,11	6,1	6,06	6,09
I5	1,773	1,137	1,597	1,502	6,26	6,25	6,26	6,26
I6	0,748	0,948	0,787	0,828	6,13	6,16	6,14	6,14
I7	1,296	1,179	1,175	1,217	6,25	6,24	6,18	6,22
I8	0,852	1,377	0,865	1,031	6,11	6,09	6,11	6,1

3.1.3.2 Medição de espessuras e rugosidades após retificação superficial

Nas tabelas 3.11, 3.12, 3.13 e 3.14 são apresentados os valores de espessura e rugosidade média aritmética obtidos após executada a retificação superficial.

Tabela 3.11 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa I do aço ST-52

ST-52 (Placa I)	Rugosidades [μm]				Espessura [mm]			
	Provete	ZI	ZM	ZS	Média	ZI	ZM	ZS
S1	0,096	0,117	0,124	0,112	5,77	5,78	5,775	5,78
S2	0,091	0,095	0,094	0,093	5,81	5,81	5,81	5,81
S3	0,103	0,111	0,107	0,107	5,74	5,74	5,745	5,74
S4	0,115	0,122	0,129	0,122	5,755	5,76	5,76	5,76
S5	0,099	0,108	0,096	0,101	5,74	5,745	5,73	5,74
S6	0,105	0,111	0,099	0,105	5,78	5,79	5,795	5,79
S7	0,119	0,11	0,352	0,194	6,05	6,05	6	6,03
S8	0,104	0,214	0,14	0,153	5,75	5,755	5,74	5,75
I1	0,086	0,102	0,122	0,103	5,755	5,75	5,745	5,75
I2	0,115	0,123	0,112	0,117	5,775	5,78	5,815	5,79
I3	0,102	0,139	0,093	0,111	5,74	5,745	5,735	5,74
I4	0,078	0,095	0,123	0,099	5,75	5,75	5,75	5,75
I5	0,126	0,993	0,152	0,424	5,72	5,74	5,73	5,73
I6	0,084	0,14	0,117	0,114	5,755	5,76	5,75	5,76
I7	0,0910	0,110	0,0955	0,067	5,74	5,745	5,745	5,74
I8	0,180	0,120	0,162	0,514	5,72	5,735	5,715	5,72

Tabela 3.12- Valores de espessura e rugosidade dos provetes localizados na placa II do aço ST-52

ST-52 (Placa II)	Rugosidades [μm]				Espessura [mm]			
	Provete	ZI	ZM	ZS	Média	ZI	ZM	ZS
S1	0,262	0,117	0,121	0,167	6,005	5,995	6,05	6,02
S2	0,102	0,118	0,112	0,111	5,805	5,805	5,81	5,81
S3	0,109	0,125	0,132	0,122	6,035	6,04	6,035	6,04
S4	0,372	0,151	0,142	0,222	6,03	6,035	6,035	6,03
S5	0,128	0,118	0,088	0,111	5,945	5,95	5,955	5,95
S6	0,106	0,122	0,238	0,155	6,015	6,02	6,02	6,02
S7	0,272	0,11	0,515	0,299	6,05	6,03	6,025	6,00
S8	0,175	0,449	0,18	0,217	5,91	5,92	5,92	5,92
I1	0,065	0,109	0,126	0,1	6,04	6,045	6,04	6,04
I2	0,251	0,171	0,154	0,192	5,915	5,915	5,915	5,92
I3	0,159	0,119	0,211	0,163	5,91	5,91	5,92	5,91
I4	0,225	0,117	0,347	0,23	6,035	6,035	6,035	6,04
I5	0,113	0,114	0,088	0,105	5,95	5,95	5,95	5,95
I6	0,469	0,28	0,171	0,307	5,995	5,995	5,995	6,00
I7	0,159	0,105	0,155	0,14	6,035	6,035	6,03	6,03
I8	0,312	0,389	0,318	0,34	6,02	6,015	6,015	6,02

Tabela 3.13 - Valores de espessura e rugosidade dos provetes localizados na placa I do aço R304

R304 (Placa I)	Rugosidades [μm]				Espessura [mm]			
	Provete	ZI	ZM	ZS	Média	ZI	ZM	ZS
S1	0,199	0,233	0,239	0,224	6,02	5,985	5,99	6,00
S2	0,254	0,185	0,136	0,192	5,89	5,86	5,885	5,88
S3	0,274	0,463	0,313	0,35	5,845	5,83	5,885	5,85
S4	0,244	0,217	0,258	0,24	5,885	5,865	5,835	5,86
S5	0,278	0,207	0,137	0,207	6,03	6,025	5,855	5,97
S6	0,78	0,315	0,188	0,428	5,86	5,85	6,03	5,91
S7	0,376	0,358	0,427	0,387	5,85	5,78	5,855	5,83
S8	0,159	0,238	0,151	0,183	5,78	5,77	5,84	5,80
I1	0,264	0,229	0,249	0,247	5,84	5,82	5,83	5,83
I2	0,275	0,346	0,250	0,290	5,88	5,86	5,86	5,87
I3	0,53	0,264	0,29	0,361	5,965	5,965	5,965	5,97
I4	0,242	0,169	0,23	0,214	5,855	5,845	5,845	5,85
I5	0,222	0,219	0,292	0,244	5,81	5,815	5,81	5,81
I6	0,298	0,274	0,197	0,256	5,95	5,98	5,99	5,97
I7	0,2	0,089	0,209	0,166	6,01	5,995	5,997	6,00
I8	0,244	0,499	0,374	0,372	5,93	5,89	5,9	5,90

Tabela 3.14 - Valores de espessura e rugosidade das amostras localizadas na placa II do aço R304

R304 (Placa II)	Rugosidades [μm]				Espessura [mm]			
	Provete	ZI	ZM	ZS	Média	ZI	ZM	ZS
S1	0,183	0,13	0,267	0,193	5,79	5,8	5,805	5,80
S2	0,229	0,243	0,302	0,259	5,775	5,74	5,77	5,76
S3	0,242	0,257	0,274	0,259	5,945	5,945	5,935	5,94
S4	0,207	0,321	0,222	0,25	5,65	5,57	5,65	5,62
S5	0,173	0,287	0,173	0,211	5,795	5,79	5,795	5,79
S6	0,274	0,281	0,193	0,249	5,905	5,91	5,9	5,91
S7	0,178	0,256	0,389	0,274	5,82	5,81	5,81	5,81
S8	0,152	0,096	0,126	0,125	5,905	5,905	5,9	5,90
I1	0,257	0,247	0,184	0,229	5,865	5,83	5,845	5,85
I2	0,312	0,309	0,271	0,297	5,93	5,86	5,9	5,90
I3	0,464	0,283	0,501	0,416	5,935	5,885	5,86	5,89
I4	0,642	0,265	0,244	0,384	5,925	5,915	5,92	5,92
I5	0,261	0,304	0,497	0,354	6	6,025	6,025	6,02
I6	0,247	0,198	0,3	0,248	5,86	5,855	5,869	5,86
I7	0,209	0,242	0,429	0,293	5,79	5,775	5,785	5,78
I8	0,557	0,294	0,351	0,401	5,9	5,85	5,875	5,88

De acordo com os valores da tabela 3.15, foi possível alcançar um aumento significativo na uniformidade da rugosidade superficial bem como na redução de espessura como especificado pelas condições impostas na norma de preparação para ensaio *ASTM E3-95* [45]. É de notar que o método de parametrização adotado no facejamento do aço ST-52 permitiu maior uniformidade de espessura ao longo do comprimento de cada provete. Pelo lado contrário o aço inoxidável R304 acabou por apresentar algumas variações de maior amplitude na espessura, tendo por isso sido necessário uma redução superior durante a etapa de retificação superficial.

Tabela 3.15 - Média total das espessuras em cada placa de ambos os materiais anteriormente e posteriormente à retificação superficial

Média Total	Espessura Anterior [mm]	Espessura Após [mm]
ST-52 Placa I	5,92	5,77
ST-52 Placa II	6,09	5,98
R304 Placa I	6,16	5,89
R304 Placa II	6,1	5,85

Observando as discrepâncias entre valores de rugosidade (figura 3.26) e tendo em conta os diferentes conjuntos de parâmetros implementados na maquinação por fresagem de cada placa. É possível correlacionar a variação dos mesmos entre a placa I e II do aço ST-52 e as respectivas rugosidades adquiridas. Na parametrização de teste definida pelo autor, a redução da rotação (n) e avanço por dente (f_z) diminuí as velocidades de corte e de avanço comparado às aconselhadas pela marca. Com este efeito, a potência e vibração no equipamento torna-se mais estável aumentando a vida da ferramenta e qualidade da peça a maquinar. Contudo, a área de corte e a taxa de remoção de material diminuem o seu valor aproximadamente para metade, sendo por isso necessário tempo superior de maquinação para a mesma operação de corte.

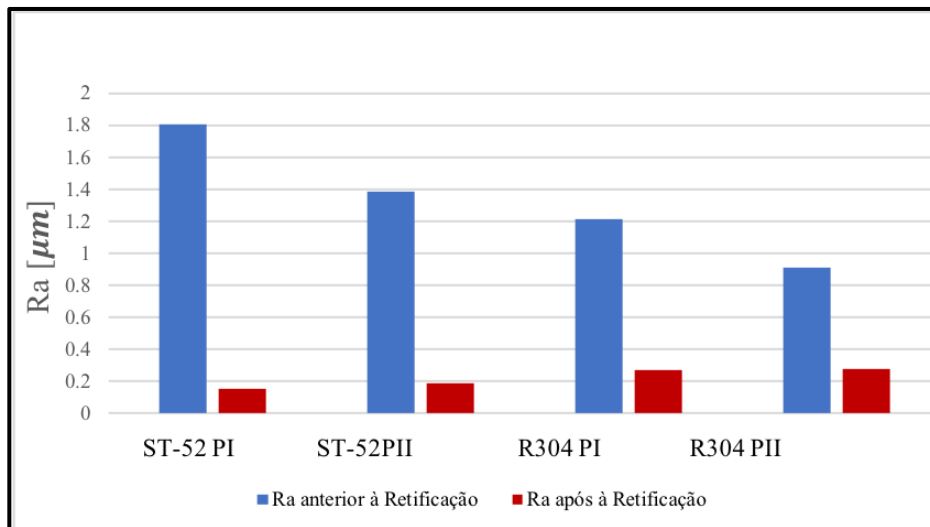


Figura 3.26 - Média total das rugosidades (Ra) em cada placa de ambos os materiais

Relativamente ao aço R304 foi adotada uma variação mais conservadora no que diz respeito às amplitudes de avanço (F) e velocidade (v_c) escolhidas entre cada placa. Adicionalmente o aço inoxidável, portador de microestrutura austenítica, exige uma energia de corte específica (K_c) superior e naturalmente uma potência elevada comparativamente à do aço de baixa liga (ST-52). Deste modo o autor optou por reduzir ligeiramente a amplitude de velocidades escolhidas entre as placas I e II. O valor de profundidade de corte (a_p) decresceu em relação ao aplicado no aço ST-52, uma vez que é outro dos parâmetros que mais contribui para a subida da potência (N_m), condicionando as forças de corte e consequentemente a velocidade de corte e rotação impostas pelo equipamento.

Anteriormente à fase de retificação é possível observar que a parametrização implementada pelo autor teve um impacto positivo nas rugosidades obtidas. No período posterior, foi alcançada a homogeneidade pretendida, tanto em termos de relevo superficial (rugosidade) assim como na espessura de cada provete (figura 3.26).

3.1.3.3 Rugosidades laterais após maquinação

De seguida são apresentadas nas tabelas 3.17 e 3.18, os valores correspondentes às rugosidades laterais de cada provete tendo em conta os conjuntos de parâmetros aplicados no acabamento por fresagem frontal no centro CNC. Pelo que a rugosidade (Ra) corresponde à média aritmética total de todos os relevos medidos pelo rugosímetro. A rugosidade (Rz), aumenta a sensibilidade na medição, pois consiste na média entre os picos máximos, tanto inferiores como superiores, facultando assim maior precisão relativamente às discrepâncias acentuadas ao longo da superfície [24].

Quanto ao corte do aço ST-52 o autor definiu o avanço e a velocidade de corte para valores inferiores comparativamente aos adotados pela marca. Tendo como resultado uma redução acentuada na rugosidade superficial como é observável pelos valores obtidos na tabela 3.17.

Tabela 3.17 - Rugosidades laterais adquiridas no acabamento por fresagem das placas I e II do aço ST-52

ST-52 (Placa I)			ST-52 (Placa II)		
Parâmetros <i>Dormer Pramet</i>	f_z [mm]	v_c [m/min]	Parâmetros Autor	f_z [mm]	v_c [m/min]
	0,015	141		0,011	104
Rugosidades [μm]			Rugosidades [μm]		
Provete	Ra	Rz	Provete	Ra	Rz
S1	2,376	2,982	S1	1,154	1,405
S2	2,484	3,148	S2	0,955	1,243
S3	2,696	3,297	S3	0,7	0,999
S4	1,138	1,857	S4	1,162	1,464
S5	1,408	1,801	S5	1,048	1,358
S6	1,938	2,393	S6	1,667	1,995
S7	2,75	3,359	S7	1,445	1,74
S8	2,081	2,845	S8	1,194	1,52
I1	1,32	1,598	I1	0,803	1,269
I2	1,519	2,019	I2	0,993	1,375
I3	1,614	2,049	I3	0,575	0,711
I4	1,524	1,922	I4	0,539	0,691
I5	1,829	2,311	I5	0,682	0,846
I6	1,178	1,482	I6	0,641	0,941
I7	1,391	1,746	I7	0,789	1,26
I8	1,577	1,971	I8	1,021	1,312
Média Total	1,673	2,141	Média Total	0,9605	1,258

No que diz respeito ao corte do aço R304 (Tabela 3.18), ambos os conjuntos de parâmetros não variam muito entre si, uma vez que a natureza do próprio material se torna uma condicionante (K_S superior). Neste sentido, a rotação de ferramenta terá que ser inferior relativamente ao caso anterior (aço ST-52), visto que a acumulação de calor é o principal aspeto a controlar na deformação e corte deste tipo de material. Em contrapartida, o autor decidiu aumentar ligeiramente a rotação relativamente ao valor aconselhado pela marca (placa II) juntamente com um decréscimo no avanço por dente. Os resultados apresentam rugosidades razoáveis, contudo sem grande variação entre as duas placas.

Tabela 3.18 - Rugosidades laterais adquiridas no acabamento por fresagem das placas I e II do aço R304

R304 (Placa I)			R304 (Placa II)		
Parâmetros	f_z [mm]	v_c [m/min]	Parâmetros	f_z [mm]	v_c [m/min]
<i>Dormer Pramet</i>	0,015	72	Autor	0,012	75
Rugosidades [μm]			Rugosidades [μm]		
Provete	Ra	Rz	Provete	Ra	Rz
S1	1,183	1,547	S1	0,7	0,863
S2	1,139	1,459	S2	0,846	1,027
S3	0,877	1,071	S3	0,692	0,86
S4	0,832	1,043	S4	1,16	1,381
S5	0,89	1,116	S5	0,992	1,257
S6	0,953	1,24	S6	0,835	1,087
S7	0,774	0,962	S7	1,216	1,57
S8	1,113	1,344	S8	1,372	1,875
I1	1,509	1,984	I1	1,317	1,696
I2	1,432	1,639	I2	1,232	1,505
I3	1,316	1,601	I3	1,068	1,383
I4	1,383	1,802	I4	1,272	1,595
I5	1,033	1,352	I5	1,025	1,347
I6	1,388	1,692	I6	1,058	1,33
I7	1,106	1,454	I7	0,9	1,121
I8	1,081	1,422	I8	1,068	1,455
Média Total	1,125	1,4205	Média Total	1,047	1,335

No gráfico da figura 3.27 é possível observar as discrepâncias entre os valores de rugosidade lateral obtidos após o acabamento por fresagem de cada placa em ambos os materiais (ST-52 e R304).

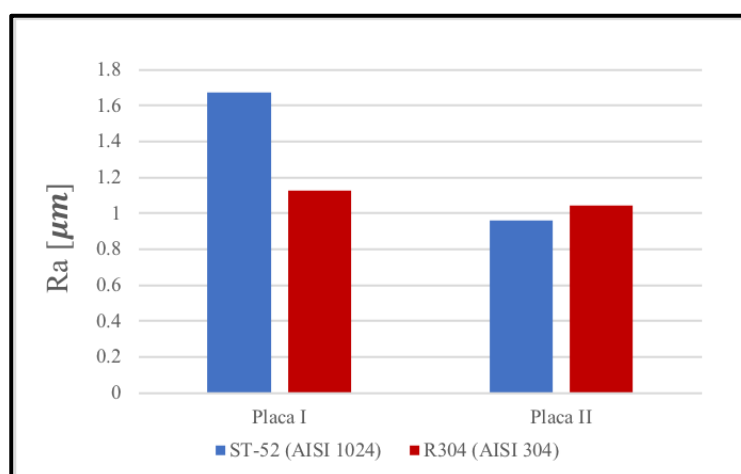


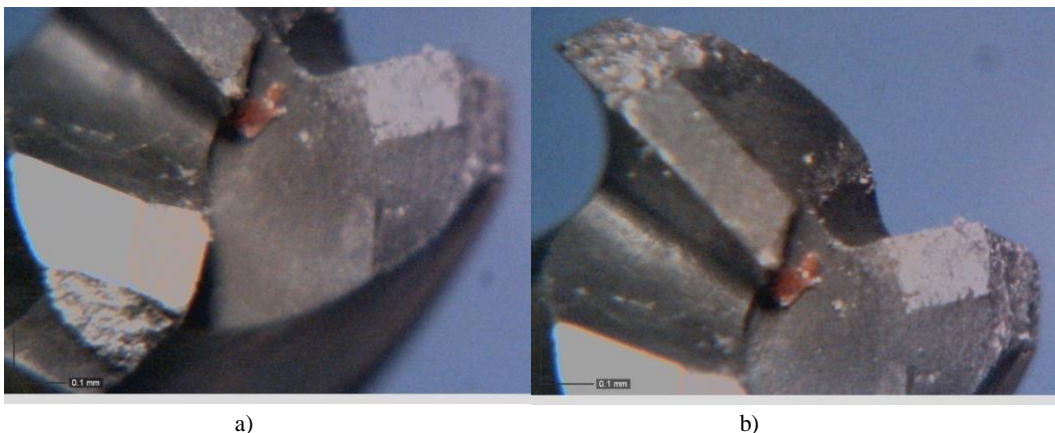
Figura 3.27 - Média total da rugosidade lateral (Ra) por placa em ambos os materiais.

3.1.3.4 Desgaste de flanco da ferramenta de corte

Para uma melhor interpretação dos fenômenos de desgaste com o relevo superficial (rugosidade) entre a peça e a ferramenta, foram obtidas algumas imagens da fresa *S803HA*, fornecida pela *Dormer Pramet*, após todo o processo de maquinação por desbaste e acabamento. Com o auxílio do Professor José Simões e do Professor Gonçalo Nuno Pereira Torres no Laboratório de Mecânica na ESTS-IPS foi possível visualizar na superfície e aresta de flanco de cada dente (ver figura 3.31 a) e b)), um desgaste mais acentuado. Este procedimento foi realizado com recurso ao microscópio ótico *Leica Zoom 2000*, e a ocular *Dino-Eye AM7023(R4) Camera* conectada diretamente ao computador com o software *Dino Capture* de observação (figura 3.30).



Figura 3.28 - Microscópio Leica Zoom 2000 e suporte de fixação para observação



a)

b)

Figura 3.29 - Vista de topo: a) da superfície de flanco e b) aresta de flanco

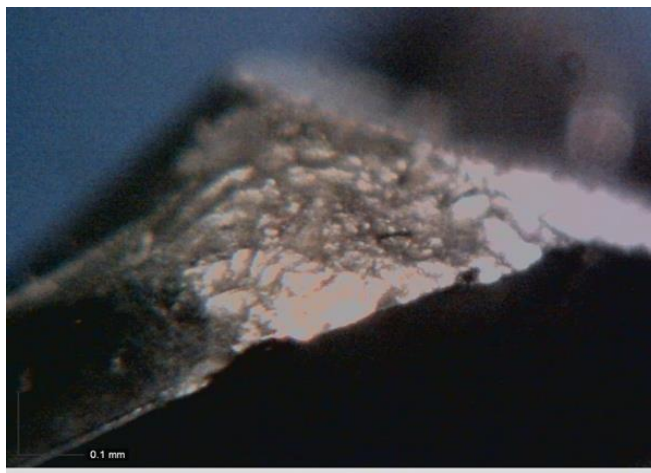


Figura 3.30 - Vista lateral do desgaste da superfície de flanco

Com a interpretação das imagens recolhidas, é possível concluir quais as principais causas que contribuíram para o desgaste da ferramenta segundo a informação descrita no subcapítulo 2.1.3.1 do presente trabalho. De acordo com a norma *ISO 8688-2 Tool Life Testing in Milling* [27], as etapas de acabamento por fresagem são caracterizadas essencialmente pela utilização excessiva das superfícies e arestas de flanco em cada dente da ferramenta. Através da observação das imagens 3.31 e 3.32, torna-se claro a predominância de deformação plástica na superfície inferior adjacente à extremidade de flanco. Assim como a predominância de desgaste uniforme na aresta adjacente à mesma superfície. A existência de deformação plástica é evidente, e tendo em conta a última operação executada na fase de produção de provetes, o desbaste e acabamento do aço austenítico R304. É de salientar que a existência de deformação plástica é particularmente causada pela acumulação de calor no contacto entre a ferramenta e a peça a maquinar. Por outro lado, o desgaste uniforme de flanco pode indicar aplicação de rotação (n) excessiva, tendo presente as condições de corte (parâmetros, material, lubrificação) durante cada etapa de maquinação.

3.2 Ensaio de dureza

3.2.1 Preparação de amostras

Um dos objetivos deste trabalho, resume-se à obtenção dos valores de tensão limite de fadiga através da utilização de modelos de previsão de durabilidade. Como tal, foi necessário determinar a dureza de algumas amostras de cada material para aplicação do modelo analítico. Com auxílio do Senhor Paulo Magalhães, técnico responsável no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMI, e tomando em consideração as especificações da norma *ASTM E384: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials* [46], foi realizada a preparação das amostras de dureza para ensaio posterior. Através dos segmentos de sobra provenientes da fase de produção dos provetes, foi realizado um corte com recurso ao serrote mecânico *GBS-218 Eco AutoCut* (figura 3.33) pertencente no Laboratório de Processamento Térmico de Materiais do DEMI na FCT-UNL.



Figura 3.31 - Serrote Mecânico GBS-218 Eco AutoCut

Obtidas as amostras em forma retangular, procedeu-se a mistura de duas soluções, uma resina (*EpoxiCure 2 Epoxy Resin 20-3430-064*) e um endurecedor (*EpoxiCure 2 Epoxy Hardener 20-3432-016*) com três doses para cada substância, através de um copo específico de medição, respetivo a cada solução (figura 3.34 a) e b) e figura 3.35 a) e b)). De seguida procedeu-se a mistura da solução total com uma batedeira de forma a homogeneizar a solução final. Concluído este processo, foi colocada a mistura juntamente com as amostras nos respetivos recipientes (figura 3.36), deixando solidificar durante um período de dois dias.



a)



b)

Figura 3.32 - Recipiente a) e copo de medição b) de resina para mistura



a)



b)

Figura 3.33 - Recipiente a) e copo de medição b) de endurecedor para mistura

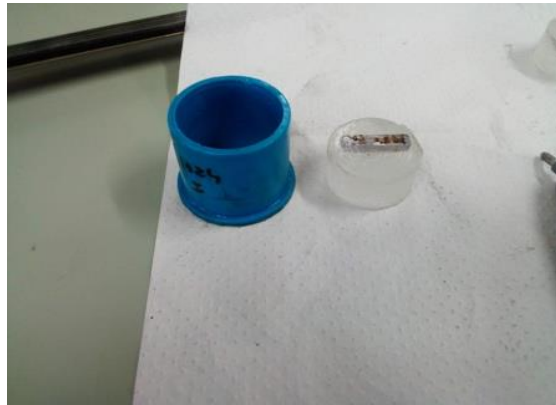


Figura 3.34 - Recipiente para colocação das amostras

Após o endurecimento avançou-se para o polimento das amostras com recurso ao equipamento *EcoMet 250* da *BUEHLER* em conjunto com a cabeça *AutoMet 250* (figura 3.37) existente no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMI da FCT-UNL, que facilita na aplicação de uma força axial constante no centro das amostras. O polimento foi executado através de um movimento de rotação automático com sentido oposto ao da lixa. De forma sucessiva, foram aplicadas as lixas de carácter abrasivo e grão 80, 240, 320, 400, 600 e 1200 e 2500. Ao longo do procedimento, foi executada esporadicamente uma lavagem, secagem e observação das amostras ao microscópio de forma a garantir um contraste homogéneo entre cada uma. Permitindo saber se todas as superfícies se encontravam planas para o foco de observação correto no microscópio *OLYMPUS CX40* com objetivas de ampliação (5x, 10x, 20x e 50x) e câmara digital acoplada *OLYMPUS DP21* responsável pela transmissão de imagem para o computador (figura 3.38).



Figura 3.35 - Equipamento de polimento BUEHLER



Figura 3.36 - Microscópio OLYMPUS CX40 com câmara digital OLYMPUS DP21

3.2.2 Procedimento de ensaio

A metodologia executada no ensaio de micro-indentação, teve em consideração as especificações da norma [46]. Entre cada indentação foi utilizado um espaçamento de 0,5 mm, garantindo assim uma distância mínima de 2,5 vezes superior à diagonal *Vickers*.

A realização do ensaio de dureza foi possível com o micro durómetro *Mitutoyo HM-112* (figura 3.39) presente no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMI da FCT-UNL, utilizando uma carga de teste de 500 *g.f* e com um período de duração de 10 segundos em cada ensaio.



Figura 3.37 - Micro durómetro Mitutoyo HM-112

Foram realizados os ensaios de micro dureza para três amostras de cada material, tendo sido executadas seis indentações por amostra e respetivas diagonais. Os resultados obtidos encontram-se tabelados em anexo (Anexo A2).

3.3 Ensaio de imersão em solução de resíduos orgânicos

3.3.1 Preparação de ensaio

Como mencionado anteriormente, a realização do presente trabalho, visa a avaliação do comportamento à fadiga dos aços ST-52 e R304 utilizados no fabrico de componentes aplicados na indústria de tratamento de resíduos. De forma a simular as condições neste ambiente de serviço, foram seleccionadas previamente algumas amostras para a imersão numa solução constituída por três tipos de resíduos orgânicos (figura 3.40). Posto isto, foi concebida uma mistura em forma de pasta através de segmentos de casca de ovo (figura 3.40 a)), um limão triturado (figura 3.40 b)) e batata em tamanho reduzido (figura 3.40 c)).

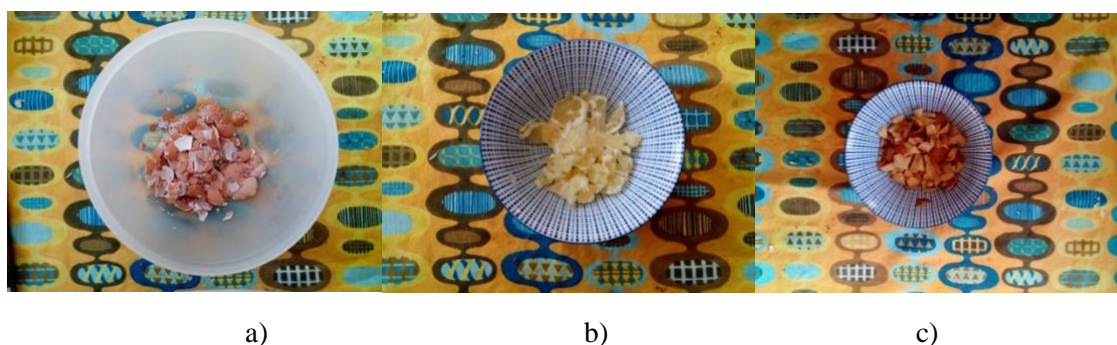


Figura 3.38 - Preparação de uma solução de resíduos orgânicos composta por: a) casca de ovo, b) limão c) batata

Para quantificar a acidez da solução, foi executada a medição de temperatura e pH com valor igual a 5,21 através do equipamento *Hanna Instruments*, no Laboratório de Química do Instituto Politécnico de Leiria (figura 3.41). Posteriormente, foram colocados, alguns provetes de cada material, na mistura obtida durante um período de 48 horas. Sendo retirados da solução após este período para posterior ensaio à fadiga

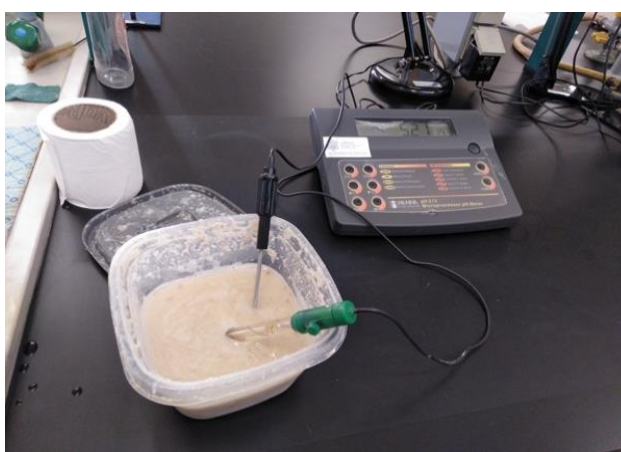
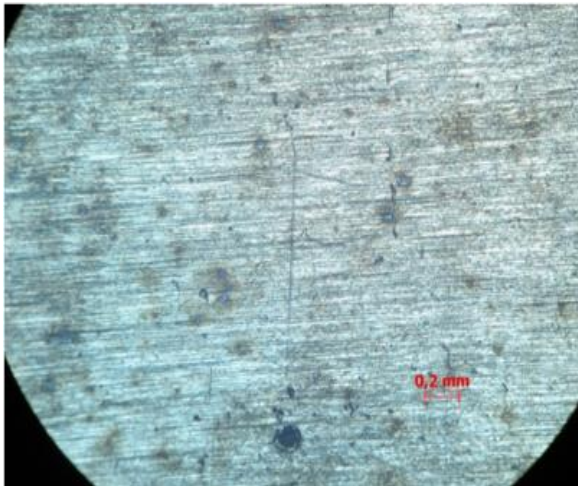


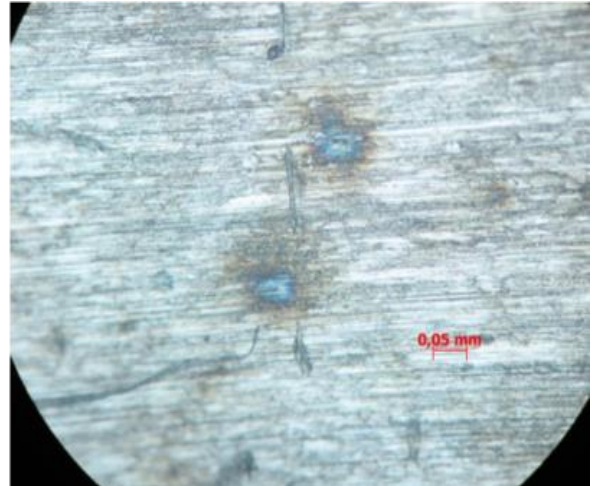
Figura 3.39 - Medição de pH da solução de resíduos orgânicos

3.3.2 Análise das superfícies sob corrosão

Recorrendo a visualização microscópica no Laboratório de Materiais do Instituto Politécnico de Leiria (IPL) com o microscópio *Zeiss AxioTech*, foi possível observar nitidamente corrosão localizada (*pitting corrosion*) ao longo do comprimento dos provetes constituídos pelo aço ST-52 (figuras 3.42 a) e b)). Contrariamente, o aço R304 apresentou corrosão local reduzida após o período de imersão, contudo é observável uma heterogeneidade com a mesma cor acastanhada (figuras 3.43 a) e b)).

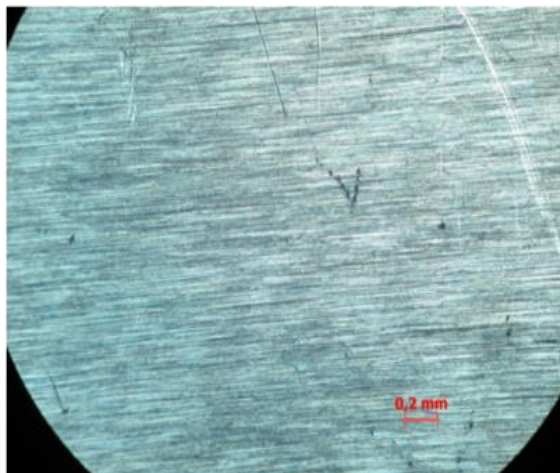


a)

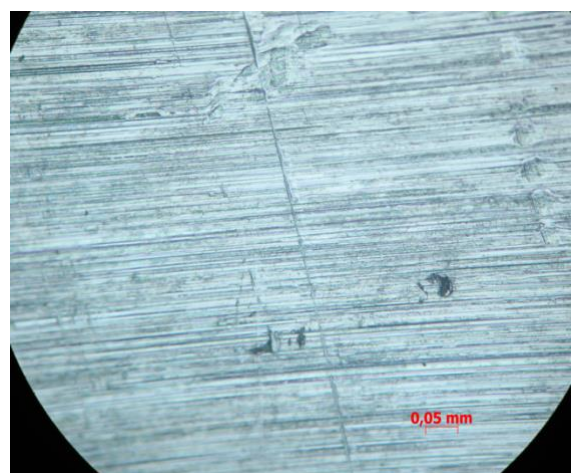


b)

Figura 3.40 - Análise microscópica do aço ST-52 após imersão em solução corrosiva: a) ampliação 5x b) ampliação 20x



a)



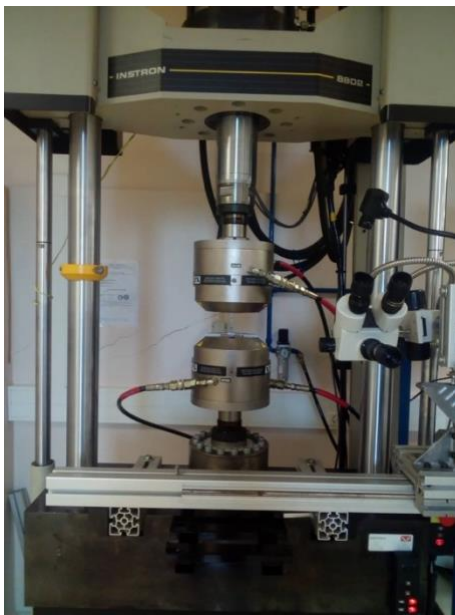
b)

Figura 3.41 - Análise microscópica do aço R304 após imersão em solução corrosiva: a) ampliação 5x b) ampliação 20x

3.4 Ensaio de fadiga

3.4.1 Metodologia e aquisição de dados

Os ensaios de fadiga dos provetes dimensionados e fabricados, foram realizados no Laboratório de Materiais (LM.DEM) da Escola Superior de Tecnologia e Gestão do Instituto Politécnico de Leiria (IPL) através da utilização do equipamento universal servo-hidráulico de ensaios mecânicos *Instron 8802* (figuras 3.44 a) e b)). O seu sistema possui uma capacidade de carga máxima até 100 kN. Para a implementação e aquisição dos dados de ensaio, foi utilizado o controlador associado, *Instron 8800* e um computador com o software *Instron SAX V7.0* (figura 3.45).



a)



b)

Figura 3.42 - Servo-Hidráulica para ensaio de fadiga uniaxial: a) vista do layout completo e b) vista em pormenor do procedimento para garantir a axialidade máxima na fixação do provete às amarras



Figura 3.43 - Sistema de Controlo e computador para implementação e aquisição de dados

Na execução dos ensaios, de acordo com as especificações da norma *ASTM E739-91* [15], foi utilizada uma onda sinusoidal (figura 3.45) para a representação gráfica da variação de tensão em ciclo repetido, com amplitude constante e de razão de tensão (R), com valor igual 0,05 (equação 2.14). Foi ainda aplicada uma frequência $f = 10$ Hz, ou seja, 10 ciclos de carregamento por segundo, durante cada ensaio. Ao longo dos ensaios de fadiga foi registado o número de ciclos até à rutura de cada provete, sendo possível definir entre três a quatro patamares de tensão com uma média de 2 a 3 provetes por patamar. Posteriormente foi possível traçar duas curvas S-N (*Stress - Number of Cycles*) para ambos os materiais sujeitos à fadiga e fadiga sob corrosão.

Antes de se iniciar cada ensaio foi implementado um determinado valor de carga máxima e carga mínima com a correspondente carga média e carga alternada segundo as equações 2.15 e 2.16, assim como a posição inicial da amarra superior (X_0). Os resultados obtidos para cada curva dos aços ST-52 e R304, sob fadiga e fadiga sob corrosão, encontram-se tabelados em anexo (Anexo A1).

3.4.2 Análise das superfícies de fratura por fadiga

Numa fase posterior à realização dos ensaios de fadiga e aquisição dos respetivos dados para definição das curvas S-N, foi executada a observação das superfícies de rutura para cada material, de modo a caracterizar o tipo de fratura adquirida em ensaio, relacionando o aspeto e natureza da mesma com as propriedades mecânicas de cada material. Tendo presente os resultados obtidos em ensaio de dureza e ensaio de fadiga (Anexo A1 e Anexo A2) é de salientar que a sua ductilidade é relativamente reduzida, uma vez que corresponde a uma curta amplitude entre os valores de cedência e de rutura (domínio plástico). Este tipo de comportamento mecânico do aço é definido pelos aspetos metalúrgicos adquiridos nos processos de fabrico e tratamento térmico. Observando a figura 3.46, a superfície de rutura adquirida em ambos os ensaios de fadiga do aço ST-52, com e sem corrosão, apresenta características de uma fratura frágil, com relevos acentuados que levam à propagação da fissuração por clivagem.



a)



b)

Figura 3.44 - Superfície de fratura frágil na rutura do aço ST-52 sujeito à) fadiga e b) fadiga sob corrosão

Quanto ao aço R304, é de notar que apresenta uma ductilidade superior e consequentemente uma amplitude de tensões elevada entre o domínio elástico e plástico na sua curva $\sigma - \varepsilon$. Este facto é coerente e correlacionável com a larga gama de tensões obtida em ensaio de fadiga. Com a observação da figura 3.47 é claramente visível uma superfície côncava de textura fibrosa, indicando de forma nítida a presença de uma superfície de fratura dúctil com origem na deformação plástica do material.

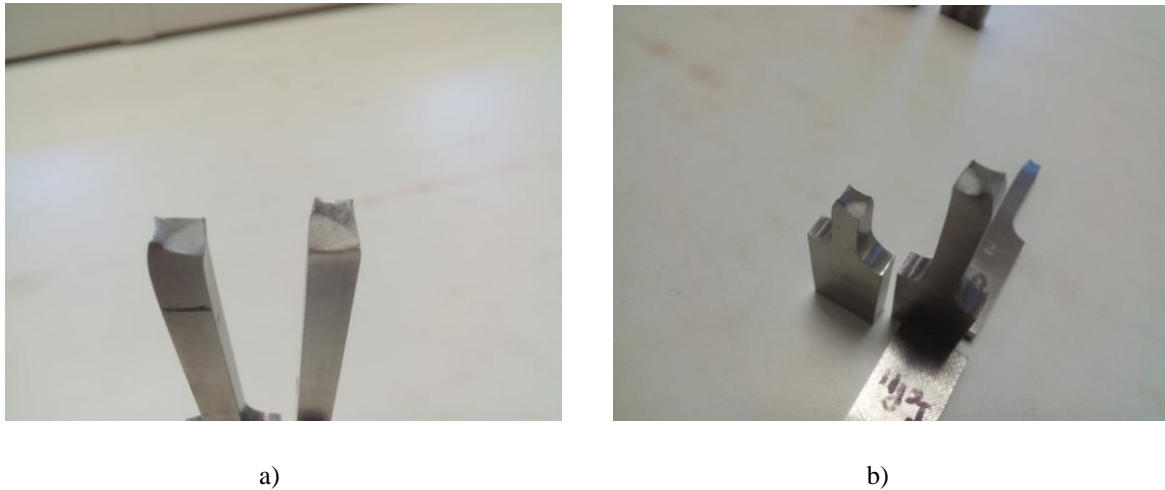


Figura 3.45 - Superfície de fratura dúctil do aço R304 sujeito a) à fadiga e b) à fadiga sob corrosão

3.4.3 Implementação dos modelos de previsão de vida à fadiga

Numa fase posterior à realização do ensaio de dureza, foram recolhidos e analisados os dados para três amostras de cada material. Após a análise dos dados foi possível confirmar que os valores de dureza obtidos, correspondem aproximadamente aos valores recolhidos por Ricardo [8] no estudo sobre o desgaste corrosivo das mesmas ligas, ST-52 e R304. Sendo ambos os materiais igualmente fornecidos pela Ramada Aços, portadores da mesma composição química, submetidos ao mesmo processo de fabrico e com valor de dureza idêntico, procedeu-se a quantificação de áreas de defeito obtidas igualmente por Ricardo [8], para determinação da tensão limite fadiga (σ_{LF}) segundo os modelos de *Murakami* [3] e *Sun et al.* [11] (consultar subcapítulo 2.2.2). Deste modo é possível realizar a comparação entre os valores teóricos obtidos pelos modelos de previsão, com os valores fornecidos pela curva S-N obtida em ensaio experimental, sendo considerado em análise uma vida infinita à fadiga a partir dos 10^6 ciclos.

4 Resultados

4.1 Valores de dureza *Vickers*

Na tabela 4.1 são apresentados os valores médios de dureza *Vickers* dos aços ST-52 e R304, obtidos por Ricardo Paulo [8] em três direções distintas, relativamente ao sentido e direção da deformação nas placas por laminagem a quente. O ensaio de micro dureza foi desenvolvido com metodologia idêntica à mencionada no subcapítulo 3.2, no entanto Ricardo Paulo recolheu um total de nove amostras para cada material. Onde cada direção de placa (Frente, Perfil e Topo) possui três amostras (A, B e C) com 7 indentações por amostra.

Tabela 4.1 - Média total dos valores de micro dureza (HV) por amostra de cada material [8]

	F-A	F-B	F-C	P-A	P-B	P-C	T-A	T-B	T-C
AISI 1024	158	158	158	151	151	150	157	156	150
AISI 304	160	157	159	158	161	159	161	158	161

Segundo os dados facultados pelo fornecedor Ramada Aços, é esperado um valor de tensão de rutura σ_R para o aço ST-52 entre a gama de valores 480 - 600 MPa, o que em conversão para a grandeza de dureza corresponde a uma amplitude de 150 - 185 HV aproximadamente.

Deste modo, com os valores apresentados na tabela 4.1 foi possível calcular a média de durezas para cada tipo de amostra. Relativamente à face de Frente (F) foi obtida uma média de 158 HV, nas amostras da face de perfil (P) uma dureza média 151 HV e por fim na face de topo (T) uma média de 154 HV. Contudo, no total de amostras foi determinada uma dureza média final de 154 HV, valor integrado na amplitude de durezas esperada segundo o fornecedor Ramada Aços [19].

Relativamente ao aço inoxidável R304, foram obtidas as médias de 159 HV, 160 HV e 160 HV para as faces de frente (F), perfil (P) e topo (T) respetivamente, sendo a dureza média final de 160 HV. O que corresponde a um valor de tensão de rutura aproximadamente de 510 MPa, valor este, que está abrangido pela amplitude definida 500 MPa - 750 MPa de acordo com o fornecedor e as entidades oficiais de normalização dos aços (*SAE e AISI*)[20].

4.2 Áreas de descontinuidade

A análise quantitativa do tamanho e número de defeitos, presente nos materiais ST-52 e R304 é imprescindível ao estudo da durabilidade à fadiga. Uma vez que são zonas de concentrações de tensões onde predomina a nucleação e posterior propagação da fissuração de componentes mecânicos. Neste sentido foram analisados os dados obtidos por Ricardo [8], relativos ao número total de defeitos superficiais e ao tamanho máximo em área analisado para cada material. A contabilização foi executada com recurso ao microscópio eletrónico, nas amostras onde se verificou maior número e área máxima de descontinuidades. No que diz respeito ao aço ST-52, as amostras F-C, P-B e T-C foram as que apresentaram número superior de defeitos, tendo o maior defeito apresentado uma área de $2,2E-04 \text{ mm}^2$ (tabela 4.2).

Tabela 4.2 - Contabilização do número e área máxima de defeitos do aço ST-52 [2]

ST-52			
Amostras	F-C	P-B	T-C
Nº de Defeitos	759	231	2184
Área Máxima [mm²]	2,20E-04	1,9E-04	1,3E-04

Relativamente ao aço inoxidável 304, foram destacadas as amostras F-C, P-C e T-C, uma vez que apresentam número superior de descontinuidades relativamente as restantes amostras. Neste caso o defeito de área superior exibiu um valor de 3,0E-03 mm² como apresentado na tabela 4.3.

Tabela 4.3 Contabilização do número e área máxima de defeitos do aço R304

R304			
Amostras	F-C	P-C	T-C
Nº de Defeitos	787	1025	1761
Área Máxima [mm²]	2,0E-03	3,0E-03	7,3E-05

4.3 Curvas S-N

4.3.1 Curva S-N do aço ST-52 sujeito à fadiga e fadiga sob corrosão

Para o estudo da durabilidade do aço ST-52, procedeu-se à obtenção experimental de duas curvas S-N, uma em que os provetes foram sujeitos à fadiga e a outra em que os provetes estiveram imersos numa solução de resíduos sólidos orgânicos (como explicado no subcapítulo 3.3) ou seja, à fadiga sob corrosão. Cada grupo de provetes foi submetido a um valor de tensão máxima crescente, correspondente a determinado número de ciclos de carregamento até atingir rutura. As duas curvas estão representadas no mesmo gráfico logarítmico da figura 4.1.

Nas tabelas A1.1 e A1.2 (Anexo A1) estão indicados os valores de força aplicada, tensão e número de ciclos obtidos nos ensaios do aço ST-52 com e sem corrosão respetivamente. Nas mesmas tabelas é possível observar algumas variações de tensão para um valor idêntico de carga aplicada. Este facto pode ser explicado pelas variações de área de secção, obtidas em fase de produção dos provetes, porém os valores de espessura e largura estão de acordo com os limites estabelecidos segundo a norma de dimensionamento referida no subcapítulo 3.1. Por outro lado, é de notar que as mesmas variações de tensão estão associadas a oscilações no número de ciclos até à rutura, resultando numa discrepância entre ensaios para a mesma força aplicada, o que é esperado, tendo em conta que o material tem sempre heterogeneidades na sua microestrutura.

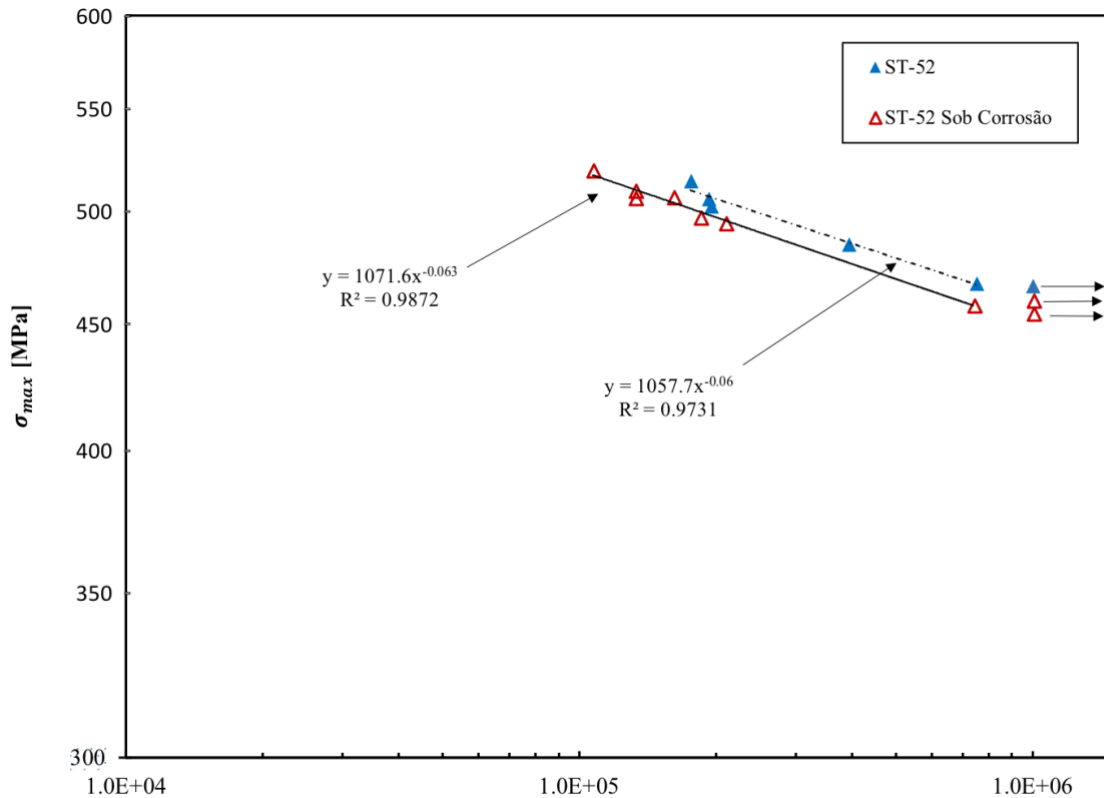


Figura 4.1 - Comparação dos resultados obtidos experimentalmente do aço ST-52 à fadiga e à fadiga sob corrosão

Através da análise do gráfico da figura 4.1, é possível definir as equações características da relação entre a tensão máxima e número de ciclos até se atingir rutura do aço ST-52 à fadiga e à fadiga sob corrosão através das equações 4.1 e 4.2 respetivamente:

$$\sigma_{\max} = 1057,7N_r^{-0,06} \quad (4.1)$$

$$\sigma_{\max} = 1071,6N_r^{-0,063} \quad (4.2)$$

Definindo o limite imposto a partir do qual se considera que o material tem uma vida infinita (10^6 ciclos), é possível determinar os valores de tensão limite de fadiga para ambas as curvas. No caso da curva sob fadiga, foi obtido um valor de $\sigma_{LF} = 461$ MPa. Quanto à curva de fadiga sob corrosão foi obtida uma tensão $\sigma_{LF} = 448$ MPa traduzindo-se numa redução da resistência à fadiga sob condições de ambiente corrosivo de resíduos orgânicos.

Com a obtenção dos dados recolhidos de micro dureza e área máxima de descontinuidades em ambos os aços (ver subcapítulo 4.1 e 4.2), é possível ainda avaliar a discrepância entre o valor de tensão limite de fadiga obtido experimentalmente com o valor determinado através da aplicação do modelo de previsão proposto por *Sun et al.* [11] (subcapítulo 2.2.2). Como tal, foram considerados os valores de dureza média do material ST-52 bem como a área máxima de defeito observada (secções 4.1 e 4.2) por Ricardo Paulo [8], a razão de tensões (R) e a constante (C) de material respetiva ao modelo proposto. Na tabela 4.4 estão apresentados os valores de tensão limite de fadiga determinados de acordo com as equações correspondentes ao modelo de previsão escolhido e respetiva durabilidade recorrendo à curva S-N da figura 4.1.

Tabela 4.4 - Tensão limite de fadiga e respetiva durabilidade do aço ST-52

Material ST-52	Razão	Dureza	Área Max.	Sun (Eq. 2.21)		Valor Experimental	
	R=0,05	HV=154	0,00022 mm ²	C=1,43	C=1,56	s/ corrosão	c/ corrosão
σ_{LF} [MPa]				574	607	461	448
N_r [ciclos]				26 557	10 461	10 ⁶	
N_r [ciclos] c/ corrosão				19 966	8221		

Com a análise dos valores apresentados na tabela 4.4, conclui-se que o modelo de previsão desenvolvido por *Sun et al.* [11], apresenta valores de durabilidade de vida finita. Tendo em conta que o componente estudado por Ricardo [8] que apresenta problemas de fadiga prematura, implicando a substituição imediata do componente após duas semanas em serviço. Neste sentido o modelo de previsão de *Sun et al.* [11] apresenta valores de durabilidade que vão ao encontro do estudo referido tendo em conta as curvas S-N obtidas em ensaio.

Tabela 4.5 - Divergência entre os valores de tensão limite de fadiga obtidos experimentalmente e pelo modelo de previsão do aço ST-52

Modelo	Sun	
	Superficiais (C=1,43)	Internos (C=1,56)
ST-52	24%	32%
ST-52 Sob Corrosão	28%	36%

No gráfico da figura 4.2 foram definidas duas curvas S-N para o aço ST-52 sob fadiga para os provetes obtidos por ambos os conjuntos de parametrização de corte, pela marca na placa I e adotada pelo autor na placa II, no acabamento por fresagem.

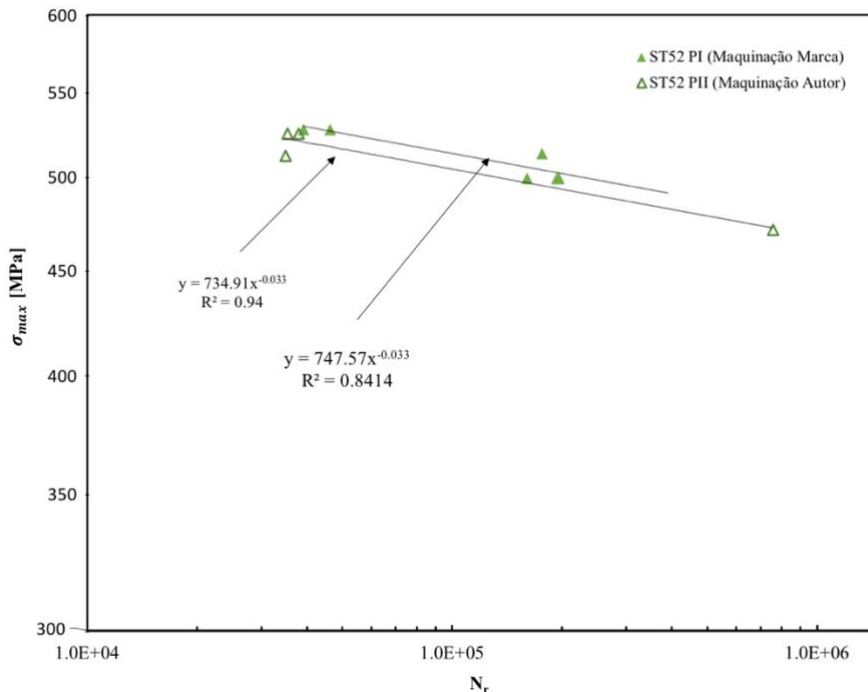


Figura 4.2 - Comparação das curvas S-N entre as placas I e II do aço ST-52

Com a análise do gráfico da figura 4.2 é possível determinar a tensão limite de fadiga para cada uma das placas (I e II) com as equações características de cada curva para $N_r=10^6$ ciclos. Pelo que para a

placa I foi determinada uma tensão $\sigma_{LF} = 473$ MPa e para a placa II $\sigma_{LF} = 466$ MPa respectivamente. Consultando a tabela 3.17, referente às rugosidades laterais (R_a) obtidas após a etapa de acabamento por fresagem, verifica-se uma redução nesta grandeza em $\Delta R_a = 0,713 \mu\text{m}$. Deste modo é possível concluir, que a rugosidade (ΔR_a) têm um efeito reduzido na variação da tensão limite de fadiga do aço ST-52.

4.3.2 Curva S-N do aço R304 sujeito à fadiga e fadiga sob corrosão

De forma análoga ao aço ST-52, foi possível definir ambas as curvas S-N do aço R304, curva à fadiga e curva à fadiga sob corrosão, tendo sido obtidos dois a três ensaios em média por patamar de força, com número de ciclos proporcional até se alcançar a rutura. Os valores obtidos para definição da curva no gráfico da figura 4.3 estão apresentados nas tabelas A1.3 e A1.4 (Anexo A1).

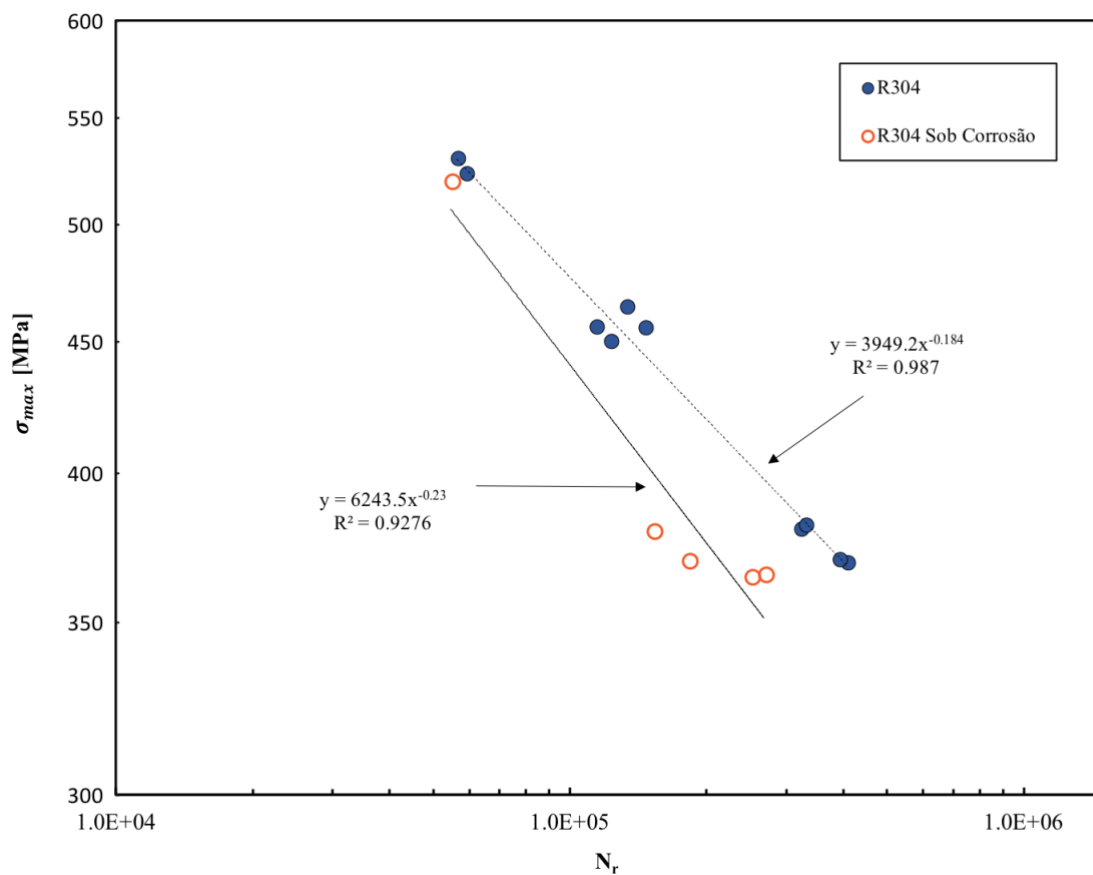


Figura 4.3 - Comparação dos resultados obtidos experimentalmente do aço R304 à fadiga e fadiga sob corrosão

Com os resultados obtidos em ensaio, é possível definir as equações características para o aço R304 sujeito à fadiga (eq. 4.3) e à fadiga sob corrosão (eq. 4.4):

$$\sigma_{max} = 3949,2N_f^{-0,184} \quad (4.3)$$

$$\sigma_{max} = 6243,5N_f^{-0,23} \quad (4.4)$$

Deste modo, foi obtido um valor de $\sigma_{LF} = 311$ MPa para curva de fadiga e uma tensão de $\sigma_{LF} = 260$ MPa para a curva à fadiga sob corrosão. Sendo por isso visível uma redução considerável

na resistência à fadiga do aço inoxidável R304 sob o efeito da corrosão de resíduos orgânicos quando sujeito a regime de alto ciclo de carregamento.

Por outro lado, este aço apresentou uma amplitude superior de tensões em ambos os regimes de fadiga, baixo ciclo (cargas elevadas) e alto ciclo (forças inferiores), comparado ao aço ST-52. O que pode ser explicado pela ductilidade presente neste material e pela existência de deformação plástica como principal mecanismo de nucleação e propagação da fissuração ao longo de cada ensaio.

Na tabela 4.6 estão apresentados os valores de tensão limite de fadiga determinados de acordo com as equações respetivas ao modelo de previsão escolhido e a respetiva durabilidade recorrendo à curva S-N da figura 4.3.

Tabela 4.6 - Valores de tensão limite de fadiga e respetiva durabilidade do aço R304

Material R304	Razão	Dureza	Área Max.	Sun (Eq. 2.21)		Valor Experimental	
	R=0,05	HV=159	0,003 mm ²	C=1,43	C=1,56	s/ corrosão	c/ corrosão
σ_{LF} [MPa]				471	498	311	266
N_r [ciclos]				104 462	77 160	10 ⁶	
N_r [ciclos] c/ corrosão				75 863	59 536		

De forma análoga ao aço ST-52, o modelo desenvolvido por *Sun* para defeitos superficiais estabeleceu maior proximidade ao valor de tensão limite de fadiga obtido experimentalmente. Ainda na análise da tabela 4.6, verifica-se, também que os valores de previsão de durabilidade são finitos independentemente se os defeitos são interiores ou superficiais, de acordo com o verificado em serviço por Ricardo [8].

Tabela 4.7 Discrepância entre os valores de resistência à fadiga

Modelo	Sun	
	Superficiais (C=1,43)	Internos (C=1,56)
R304	51%	60%
R304 Sob Corrosão	81%	92%

No gráfico da figura 4.4 são apresentadas as curvas respetivas a cada placa (I e II) do aço R304 sujeitas à fadiga, tendo como principal diferença os parâmetros de corte implementados no acabamento superficial lateral dos respetivos provetes.

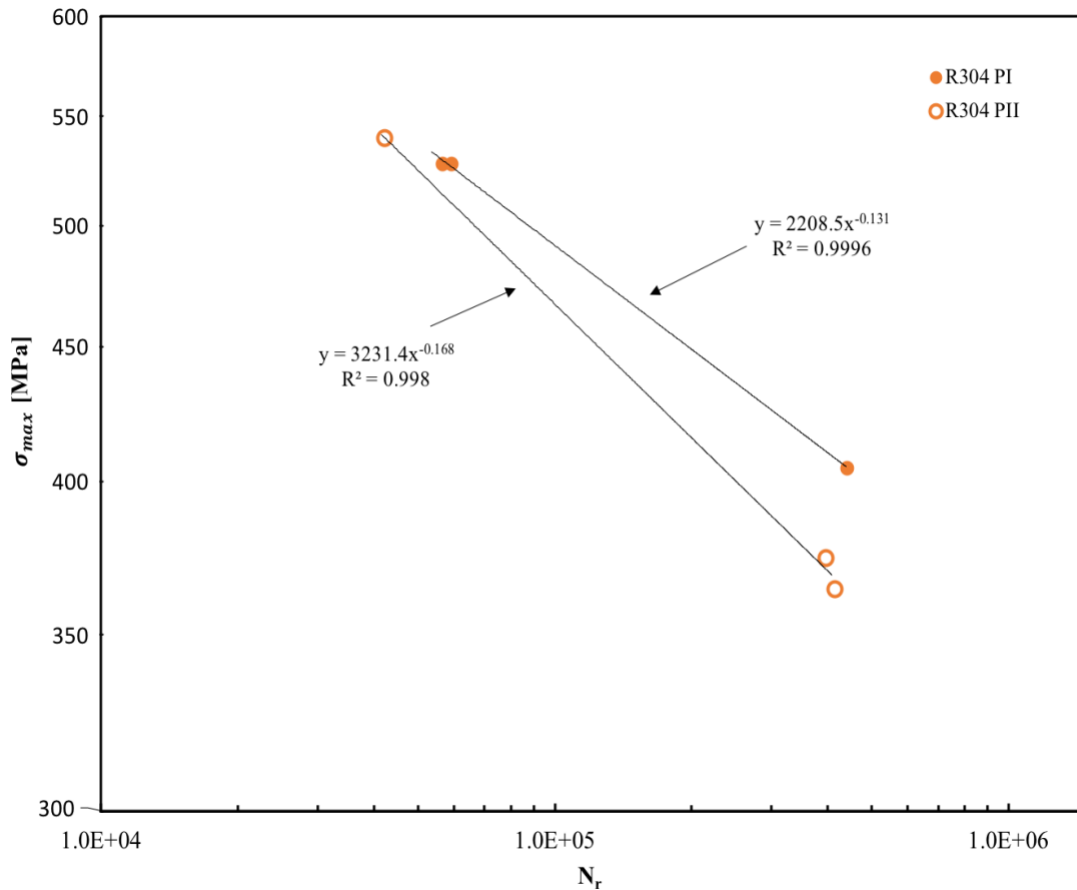


Figura 4.4 - Comparação das curvas S-N entre as placas I e II do aço R304

Analisando ambas as curvas do gráfico da figura 4.4, foi obtida uma tensão limite de fadiga para $\sigma_{LF} = 361$ MPa para a placa I e uma tensão $\sigma_{LF} = 317$ MPa para a placa II, ambas para uma durabilidade de 10^6 ciclos. Sabendo que a variação em termos de rugosidade lateral (R_a) obtida no acabamento por fresagem (consultar tabela 3.18) foi de $\Delta R_a = 0,078 \mu m$ da placa I para a placa II. É de salientar que a rugosidade superficial (R_a) têm uma influência muito reduzida na variação da resistência à fadiga. Uma vez que no caso anterior (placas I e II do aço ST-52) a oscilação entre as rugosidades é superior em nove ordens de grandeza à obtida para o aço R304, embora os valores da resistência à fadiga no caso da placa I e II do aço ST-52 tenham apresentado uma discrepância inferior comparado aos valores de tensão limite de fadiga obtidos para o aço R304. Deste modo é confirmado que a rugosidade superficial (R_a) é um fator de influência muito reduzida na resistência à fadiga de ambos os materiais.

4.3.3 Comparação da durabilidade à fadiga do aço ST-52 e do aço R304

Com os resultados obtidos experimentalmente dos aços, ST-52 e R304, é também possível comparar o desempenho dos mesmos, quando submetidos às mesmas condições de fadiga.

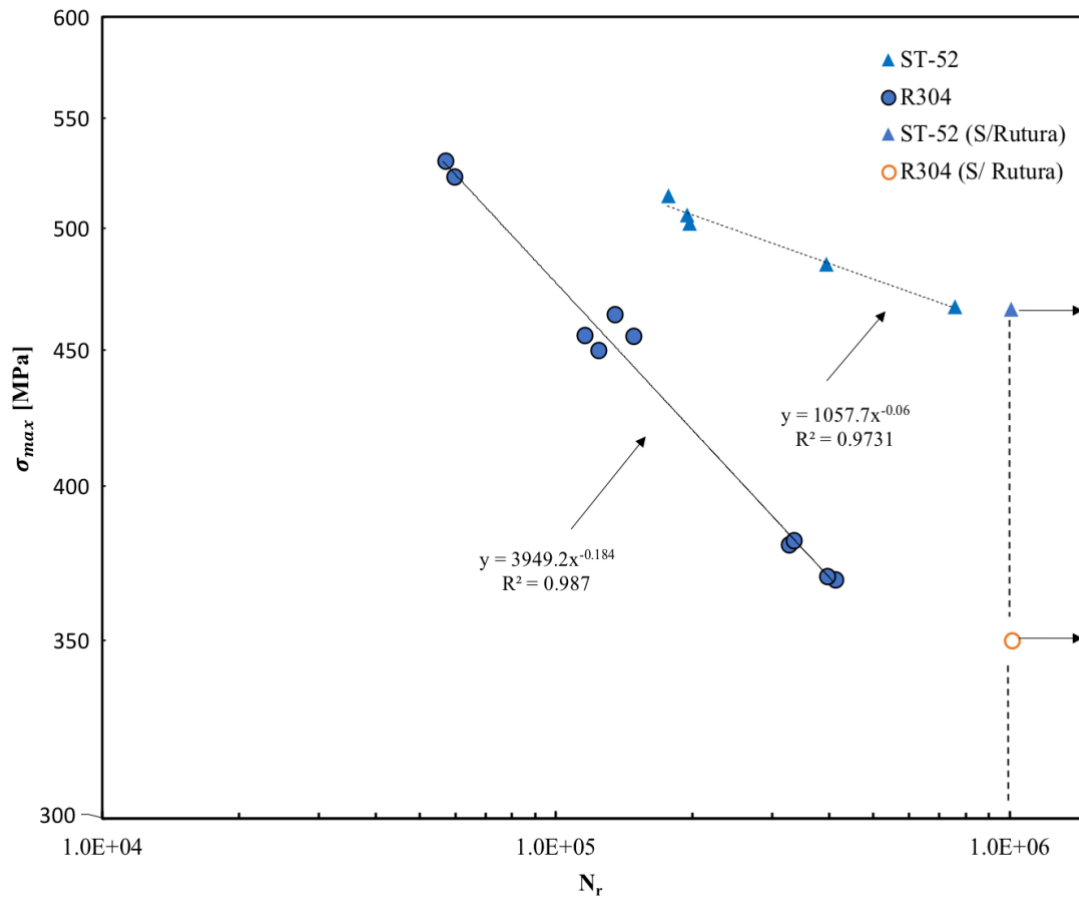


Figura 4.5 - Comparação dos resultados obtidos experimentalmente dos aços ST-52 e R304 sujeitos a condições de fadiga

De acordo com os resultados obtidos em ensaio de fadiga, é visível que o aço ST-52 obteve uma tensão limite de fadiga superior relativamente ao aço R304 para uma vida infinita à fadiga, embora a sua durabilidade permaneça inferior à durabilidade do aço R304 para um regime de vida finita como esperado. Por outro lado, como especificado no subcapítulo 2.1.1, ambos os materiais possuem microestruturas e características metalúrgicas distintas e quando submetidos a processos de deformação ou ligação como o corte por arranque de apara, acabam por sofrer alterações nas propriedades que lhe são intrínsecas, afetando o seu comportamento à fadiga. De acordo com a literatura e metodologia experimental apresentada nos capítulos 2 e 3 do presente trabalho, o aço ST-52 assinala maior facilidade no corte comparado ao aço R304. Este facto pode ser explicado devido à presença de deformação térmica do aço austenítico (R304) correspondente a uma condutibilidade térmica reduzida. Tendo por isso sido adotada uma maquinação mais conservadora relativamente à implementada no aço ST-52. Por outro lado, a divergência nos resultados obtidos em ambos os materiais poderá advir da execução da retificação superficial para uniformidade de espessuras. Como explicado nos subcapítulos 2.1.1, 2.1.2 e 2.1.3, os processos de fabrico e de corte, contribuem para existência de tensões residuais de compressão à superfície de material. Posteriormente quando é aplicada a retificação superficial, estas tensões de compressão são transformadas em tensões de tração superficiais, que influenciam a resistência à fadiga significativamente [26].

4.3.4 Comparação da durabilidade à fadiga sob corrosão do aço ST-52 e do aço R304

Quanto ao comportamento de ambos os aços sujeitos a ambiente corrosivo de resíduos sólidos, é apresentada a figura 4.8 com os respectivos resultados obtidos em ensaio de fadiga.

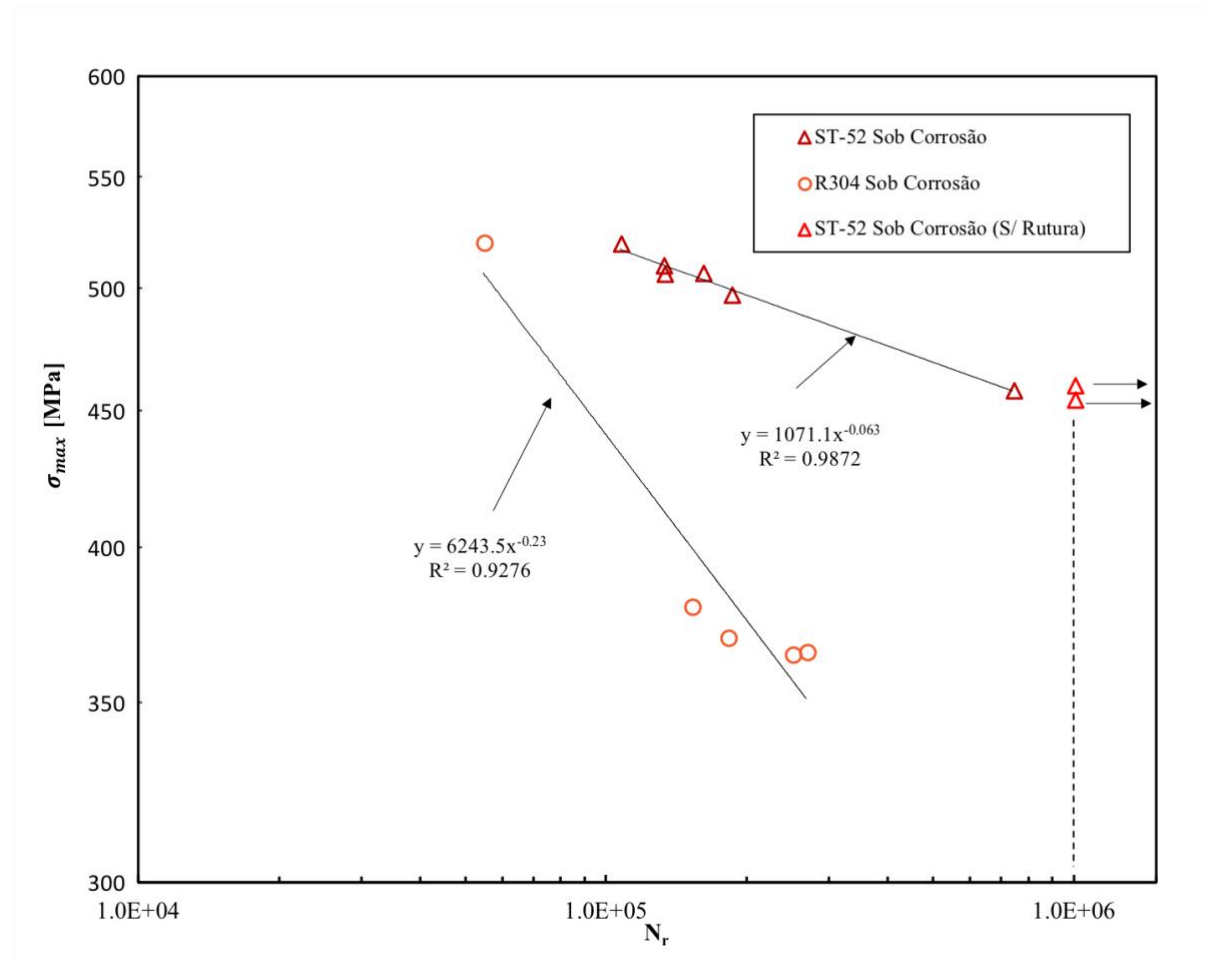


Figura 4.6 - Comparação dos resultados experimentais dos aços ST-52 e R304 sujeitos à fadiga sob corrosão

Observando o gráfico da figura 4.4 é possível observar um comportamento semelhante ao caso anterior, a presença de corrosão de resíduos orgânicos mostrou ter um efeito superior na resistência à fadiga do aço R304 comparativamente ao aço ST-52 para uma vida infinita à fadiga. Porém para regime de baixo número de ciclos de fadiga, torna-se evidente que a durabilidade do aço ferrítico ST-52 é aproximadamente quatro ordens de grandeza inferior á do inoxidável R304.

5 Conclusões e trabalhos futuros

Na realização da presente dissertação, foi desenvolvido o estudo sobre a durabilidade à fadiga e à fadiga sob corrosão dos aços ST-52 (AISI 1024) e R304 (AISI 304) através da comparação dos valores de tensão limite de fadiga obtidos por ensaio experimental e aplicação do modelo de previsão desenvolvido por *Sun*. Neste sentido foram utilizados os valores de dureza (HV) e área máxima de defeito para cada caso, contabilizados através da realização de ensaios de micro dureza e análise microscópica.

No decorrer do procedimento experimental, foram encontrados alguns desafios no corte e retificação do aço austenítico R304 comparativamente ao aço ST-52, cuja razão principal predomina na natureza metalúrgica de cada aço, da deformação e comportamento que advém do seu processamento (processo de fabrico ou corte) a este nível. Desta forma, foi realizada a medição de rugosidade (R_a) superficial e lateral. Demonstrando que a variação da rugosidade média (ΔR_a) ao nível da superfície de material não afeta a resistência à fadiga.

Com a realização do ensaio de fadiga foi possível a definição de uma curva S-N para ambos os materiais sujeitos a fadiga e fadiga sob corrosão. Após determinação dos valores experimentais concluiu-se que a resistência à fadiga dos aços ST-52 e R304 diminui consideravelmente quando submetidos ao efeito da corrosão de resíduos orgânicos. Da aplicação do modelo de *Sun* para a determinação da durabilidade, tendo em conta as curvas S-N obtidas experimentalmente, verificaram-se resultados de vida finita que estão de acordo com a retirada prematura de serviço dos componentes utilizados na indústria de resíduos orgânicos.

No que diz respeito a propostas para trabalhos futuros, é sugerida a realização do estudo sobre a durabilidade à fadiga de ambos os aços submetidos a processos tecnológicos de corte diferentes possibilitando a observação das oscilações na resistência à fadiga segundo as tensões residuais de superfície provenientes de cada processo. Conjuntamente a este estudo, é de todo interesse submeter diferentes tipos de amostras obtidas pelos diferentes processos de corte e sujeitar as mesmas a ensaios de corrosão de resíduos orgânicos. De modo a observar a influência da rugosidade superficial na taxa de corrosão depositada em cada material e conseqüentemente o impacto da mesma no comportamento à fadiga. Posteriormente ao ensaio de fadiga, propõe-se ainda a realização de análise microscópica de observação das superfícies de fratura obtidas, de modo a analisar a localização da nucleação de descontinuidades bem como a direção da sua propagação. Por último, propõe-se em seguimento ao trabalho de *Murakami* e *Sun* a criação de um modelo empírico de previsão de vida à fadiga que traduza uma discrepância abaixo dos 10% entre os valores teóricos e os valores experimentais (com e sem corrosão).

Referências bibliográficas

- [1] George Krauss, *Steels: Processing, Structure and Performance*, 2nd edition. 2015.
- [2] S. R. Daniewicz, J. C. Newman, and K. Schwalbe, “Fatigue and Fracture Mechanics, 34th Volume,” West Conshohocken: ASTM International, 2005.
- [3] Y. Murakami, “Material defects as the basis of fatigue design,” *Int. J. Fatigue*, vol. 41, pp. 2–10, 2012.
- [4] S. Beretta and S. Romano, “A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes,” *Int. J. Fatigue*, vol. 94, pp. 178–191, 2017.
- [5] T. L. M. Morgado, “Damage tolerance study of an ASTM 148-90-60 steel cast railway component,” in *Mecânica Experimental*, APAET., pp. 85–91, 2015.
- [6] A. S. H. M. and M. Aliofkhaezai. Elsevier, Ed., “Morgado T., ‘Failure of steel coupling used in railway transport,’” in *Handbook of Materials Failure Analysis with Case Studies From the Aerospace and Automotive Industries*, BH, pp. 449–469, 2016.
- [7] M. Mousinho, T. Morgado, and D. Braga, “Parameter and proprieties influence study in wear behaviour of a cast steel DIN 16MnCr5 Helical Gear”, 2018.
- [8] R. Paulo and T. Morgado, “Wear Behaviour of AISI 1024, AISI P20 and AISI 304 hot rolled teels used in organic waste treatment industry”, *Associação Portuguesa de Análise Experimental de Tensões* vol. 30, 2018.
- [9] C. Sonsino, “Structural durability of cast aluminium gearbox housings of underground railway vehicles under variable amplitude loading,” pp. 944–953, 2005.
- [10] A. S. Branco, C. A. G. de M., Ferreira, J. M., Costa, J. D. da, & Ribeiro, *Projecto de Órgãos de Máquinas (3rd ed.)*. Fundação Calouste Goulbenkian, 2012.
- [11] C. Sun, Z. Lei, J. Xie, and Y. Hong, “Effects of inclusion size and stress ratio on fatigue strength for high-strength steels with fish-eye mode failure,” *Int. J. Fatigue*, vol. 48, pp. 19–27, 2013.
- [12] B. C. Wang QY, Berard JY, Dubarre A, Baudry G, Rathery S, “Gigacycle Fatigue of Ferrous Alloys,” *Fatigue Fract. Eng Mater Struct*, 1999.
- [13] A. Tajiri *et al.*, “Fatigue Limit Prediction of Large Scale Cast Aluminum Alloy A356,” *Procedia Mater. Sci.*, vol. 3, no. May 2015, pp. 924–929, 2014.
- [14] T. M. O. Bancaleiro, “Influência dos Defeitos de Fabrico na Integridade Estrutural de uma Engrenagem”, Tese de Mestrado, Faculdade de Ciências e Tecnologias - Universidade Nova de Lisboa, 2018.
- [15] ASTM E739-91_Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life and Strain-Life Fatigue Data.pdf.” ASTM International, 2001.
- [16] ASTM E8/E8M-13a, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, ASTM International, EUA, 2013.
- [17] F. Cardarelli, *Materials Handbook*, no. January. 2008.
- [18] RamadaAços, “Ficha Técnica Aços ST-52, R304.” [Online]. Available: <http://www.ramada.pt/pt/>.
- [19] A. Gomes, “Diagrama de equilibrio dos aços. Fases Alotrópicas.” 2011.
- [20] D. T. L. and R. C. Hudd, *Steels - Metallurgy and Applications*, 3rd ed., vol. 14, no. 4. Butterworth Heinemann, 1993.
- [21] T. G. . Santos, “Tecnologias de Enformação Plástica - Laminagem,” *Núcleo Tecnol. Ind. – FCT UNL*, pp. 1–20.
- [22] N. Miyazaki and T. Hoshide, “Fracture Mechanics Analysis of Porosity Effect,” pp. 978–989, 2018.
- [23] Z-Szklarska-Smialowska, *Pitting and Crevice Corrosion*,” NACE International - The Corrosion Society, 2005.
- [24] J. P. Teixeira, *Fundamentos Físicos do Corte dos Metais*, EDINOVA. 2001.
- [25] T. J. Marrow, “Effect of Surface Finish on Fatigue of Stainless Steels,” 2014.
- [26] A. Steel, D. Januário, C. Gomes, E. S. Palma, P. A. Almeida, and M. Júnior, “Influence Of Surface Roughness On Ultra-High-Cycle Fatigue Of,” vol. 5, no. 4, pp. 80–90, 2015.
- [27] ISO 8868, “Tool life testing in milling Part 2: End milling,” IPQ, 1989.
- [28] A. C. Fischer-Cripps, “Linear Elastic Fracture Mechanics,” *Introd. to Contact Mech.*, p. 221, 2007.
- [29] A. authors and Contributors, *Fatigue and Fracture - Volume 19*. ASTM Handbook, 1996.

- [30] B. R. Sanders, M. Production, J. R. Davis, and M. Park, *ASM Handbook Volume 13C Corrosion : Environments and Industries*, vol. 13. 2006.
- [31] M. Kuna, "Classification of Fracture Processes - Chapter 2," vol. 201, pp. 13–21, 2013.
- [32] Riihimäki, "Fatigue Failure and Testing Methods," 2013.
- [33] G. M. Teixeira, "Fatigue of Metals : Failure and Success Fatigue of Metals : Failure and Success," May, 2017.
- [34] G. Matsubara and K. Nishio, "Multiaxial High-Cycle Fatigue Criterion considering Crack Initiation and Non-Propagation," *Int. J. Fatigue*, vol. 47, pp. 222–231, 2013.
- [35] E. McCafferty, *Introduction To Corrosion Science*. 2010.
- [36] F.-Y. Ma, "Corrosive Effects of Chlorides on Metals," *Pitting Corros.*, 2012.
- [37] C.-O.A Olsson, D. Landolt, "Passive Films on Stainless Steels - Chemistry , Structure and Growth," *Electrochimica Acta*, vol. 4686, no. October, 2003.
- [38] N. Bensalah, *Pitting Corrosion*. Croatia: InTech, 2012.
- [39] R. M. Morgantini, Volodymyr Okorokov, Yevgen Gorash, Donald MacKenzie, "The Effect of Fresh Water Corrosive Solution on Fatigue Strength of low Carbon Steel," *Fatigue Strength Low Carbon Steel*, 2018.
- [40] A. M. Gonçalves, "Efeitos Galvânicos na Utilização Seletiva do Aço Inoxidável no Betão", Tese de Mestrado, Universidade De Lisboa, 2013.
- [41] R. D. Maciej Taczala, "New Corrosion Model to Predict Steel Strength", 7th International Conference on Mechanics and Materials in Design, 2011.
- [42] S. A. Shipilov, "Corrosion Fatigue Chapter Eleven," in *Shreir's Corrosion*, vol. 1, pp. 928–953, 2010.
- [43] P. Viklund, *High temperature corrosion during waste incineration Licentiate Thesis in Corrosion Science*. 2011.
- [44] C. S. Bandara, U. I. Dissanayake, and P. B. R, "Novel Method for Developing S-N Curves for Corrosion Fatigue Damage Assessment of Steel Structures", *6th International Conference on Structural Engineering and Construction Management*, 2015.
- [45] ASTM E3-95, "Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens," ASTM International, EUA, 2001.
- [46] ASTM E384-16, "Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials ," West Conshohocken, PA, 2016.

Anexos

Anexo A1- Ensaio de Fadiga

Tabela A1.1 - Resultados dos ensaios de fadiga do aço ST-52

ST-52			
f [Hz]	10	R	0,05
Provete	F_{máx} [kN]	σ_{max} [MPa]	N_r
PI-ps1	17	471	1000000
PII-ps3	17	442	1000000
PII-pi8	17	467	715179
PI-ps3	17,5	485	391322
PI-ps4	17,5	480	363322
PI-ps5	17,5	484	223813
PI-pi6	18	502	194984
PI-pi5	18	506	192555
PI-ps6	18,5	508	159602
PI-pi8	19	525	46015
PI-pi7	19	526	39005
PII-pi6	20	522	37690
PII-pi7	20	521	35067
PII-pi5	20	518	34631

Tabela A1.2 - Resultados dos ensaios de fadiga sob corrosão do aço ST-52

ST-52 Sob Corrosão			
f [Hz]	10	R	0,05
Provete	F_{máx} [kN]	σ_{max} [MPa]	N_r
PII-ps4	17	460	1050000
PII-ps5	17	455	1000000
PII-ps6	17,5	458	739158
PII-ps2	17,5	477	681064
PII-ps8	18	489	208263
PI-ps8	18	497	184545
PII-ps7	19	495	210021
PII-pi2	19	507	160708
PI-ps7	19,5	510	132388
PII-ps3	19,5	506	132711
PII-pi3	19,5	520	107044

Tabela A1.3 - Resultados dos ensaios de fadiga do aço R304

R304			
f [Hz]	10	R	0,05
Provete	F_{máx} [kN]	σ_{max} [MPa]	N_r
PII-ps5	13	349	1000000
PII-ps1	13	350	1000000
PII-ps2	13,5	369	408108
PII-ps3	13,5	371	390358
PI-ps6	14	381	322305
PI-ps7	14	382	330000
PI-ps3	15	402	438978
PI-ps4	15	423	251308
PI-ps1	16	437	133769
PI-ps2	16	450	122420
PI-pi5	17	456	114033
PI-pi2	17	464	132757
PI-pi1	18	488	64853
PI-pi6	18	492	54057
PI-pi4	19	518	58934
PI-psi7	19	530	56316
PI-pi3	19	523	58934
PII-pi1	20	542	41525

Tabela A.1.4 - Resultados dos ensaios de fadiga sob corrosão do aço R304

R304 Sob Corrosão			
f [Hz]	10	R	0,05
Provete	F_{máx} [kN]	σ_{max} [MPa]	N_c
PII-ps6	13,5	366	267802
PII-pi4	13,5	365	249448
PII-pi7	14	370	181874
PII-pi3	14	380	151822
PII-ps5	17	447	123210
PI-ps8	17	461	115680
PII-ps8	19	532	65126
PII-ps7	19	521	54603
PII-pi8	20	540	49309

Anexo A2 - Ensaio de dureza *Vickers*

Tabela - A2.1 Indentações e durezas da amostra I do aço ST-52

Amostra I do aço ST-52					
Ident.	x [mm]	y[mm]	D1	D2	HV
1	0	0	71,09	70,01	156,3
2	0	0,5	74,38	7,63	146,4
3	0	1	68,91	67,95	158
4	0	1,5	75,47	69,76	155,9
5	0	2	70,5	62,98	148,2
6	0	2,5	69,34	69,95	160,8

Tabela - A2.2 Indentações e durezas da amostra II do aço ST-52

Amostra II do aço ST-52					
Ident.	x [mm]	y[mm]	D1	D2	HV
1	0	0	73,56	76,93	165,4
2	0	0,5	73,12	76,51	157,4
3	0	1	75,03	79,72	159,5
4	0	1,5	71,69	74,47	153,5
5	0	2	77,23	81,25	154,8
6	0	2,5	78,4	79,89	152,1

Tabela - A2.3 Indentações e durezas da amostra III do aço ST-52

Amostra III do aço ST-52					
Ident.	x [mm]	y[mm]	D1	D2	HV
1	0	0	78,51	80,29	147
2	0	0,5	73,64	75,81	150,9
3	0	1	76,61	79,29	154,7
4	0	1,5	74,93	77,08	153,5
5	0	2	71,89	73,13	152,7
6	0	2,5	74,7	77,28	157,9

Tabela - A2.4 Indentações e durezas da amostra I do aço R304

Amostra Placa I Aço R304					
Ident.	x [mm]	y[mm]	D1	D2	HV
1	0	0	59,09	60,01	158,7
2	0	0,5	58,38	60,63	150,5
3	0	1	58,91	57,95	152,1
4	0	1,5	59,47	60,36	157
5	0	2	58,38	60,18	160,5
6	0	2,5	59,34	60,55	154,7

Tabela - A2.5 Indentações e durezas da amostra II do aço R304

Amostra II do aço R304					
Ident.	x [mm]	y[mm]	D1	D2	HV
1	0	0	61,87	63,98	160,9
2	0	0,5	62,5	64,77	166,5
3	0	1	60,82	61,58	157,2
4	0	1,5	63,35	65,13	163,8
5	0	2	61,06	62,3	161,9
6	0	2,5	59,4	61,22	155,1

Tabela - A2.6 Indentações e durezas da amostra III do aço R304

Amostra III do aço R304					
Ident.	x [mm]	y[mm]	D1	D2	HV
1	0	0	59,2	61,63	167,9
2	0	0,5	61,5	62,52	160,5
3	0	1	59,6	59,89	156,9
4	0	1,5	58,28	59,48	153,8
5	0	2	59,61	60,92	154,9
6	0	2,5	60,48	61,67	156,1

Anexo A3

Anexo A3.1 Plano de processo

Tabela A3.1 - Plano de maquinação do aço ST-52

Data:	15/12/18	Dimensões:		Material		Fornecedor:		Processo	
15/02/19	E8/E8M	300x200x8 [mm]		DIN ST52-3 [AISI 1024]		RamadaAços		Fresagem Corte por Serrote Retificação	
Nº de Operação	Equipamento	Instruções			Ferramentas e parâmetros				
1	Bancada	Medições de largura e comprimento da chapa			Régua Metálica				
2	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Fixação da chapa por grampos enroscados			Manual				
3	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Medição Zero-Máquina			Manual				
4	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Medição Zero Peça			Manual				
5	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Operação de facejamento retangular em forma de "labirinto"			$a_d=0,2$ [mm]; $v_c= 182$ [m/min]; $n= 2900$ [rpm] <i>Sandvik Coromant R390-11 T3 08E-ML 2040</i>				
6	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Remoção da chapa da mesa de corte			Manual				
7	Serrote mecânico	Corte da chapa em segmentos individuais			Manual				
8	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Fixação do provete me "bruto" no gabarito enroscado			Manual				
9	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Operação de desbaste do perfil lateral do provete			$a_d=0,1$ [mm/d]; $v_c= 84,8$ [m/min]; $n= 4500$ [rpm]				
10	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Operação de acabamento do perfil lateral do provete			$a_d= 0,08$ [mm/d]; $v_c=103,6$ [m/min] $n= 5500$ [rpm]				
11	Serrote mecânico	Corte de excesso de material (segmento de fixação)			Manual				
12	Bancada	Medição da área transversal			Paquímetro				
13	Bancada	Medição de rugosidade média			<i>Mitutoyo SJ-210</i>				
14	Torno de Bancada	Remoção das aparas			Manual				

Tabela A3.2 - Plano de maquinação do aço R304

Data:	Ref:	Dimensões:	Material	Fornecedor:	Processos:
15/09/19	E8/E8M	300x200x8 [mm]	DIN X 5 CrNiMo 18 10 [R304]	RamadaAços	Fresagem Corte por Serrote Retificação
Nº de Operação	Equipamento	Instruções		Ferramentas e parâmetros	
1	Bancada	Medições de largura e comprimento da chapa		Régua Metálica	
2	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Fixação da chapa por grampos enroscados		Manual	
3	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Medição Zero-Máquina		Manual	
4	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Medição Zero Peça		Manual	
5	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Operação de facejamento retangular em forma de "labirinto"		$a_d=0,15$ [mm]; $v_c=193$ [m/min]; $n=3070$ [rpm] <i>Sandvik Coromant R390-11 T3 08E-ML 2040</i>	
6	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Remoção da chapa da mesa de corte		Manual	
7	Serrote mecânico	Corte da chapa em segmentos individuais		Manual	
8	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Fixação do provete me "bruto" no gabarito enroscado		Manual	
9	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Operação de desbaste do perfil lateral do provete		$a_d= 0,02$ [mm]; $v_c= 67$ [m/min]; $n= 3555$ [rpm] <i>Dormer Pramet S803HA</i>	
10	CNC <i>Cincinnati VMC- 750</i>	Operação de acabamento do perfil lateral do provete		$a_d=0,015$; $v_c=71,6$ [m/min]; $n= 3800$ [rpm] <i>Dormer Pramet S803HA</i>	
11	Serrote mecânico	Corte de excesso de material (segmento de fixação)		Manual	
12	Bancada	Medição da area transversal		Paquímetro	
13	Bancada	Medição de rugosidade média		<i>Mitutoyo SJ-210</i>	
14	Torno de Bancada	Remoção das aparas		Manual	