

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**

**Escola de Engenharia**

**Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica**

Vinícius Melo Cangussu

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE ROLETEAMENTO SOBRE A  
INTEGRIDADE SUPERFICIAL, RESISTÊNCIA À CORROSÃO E VIDA EM  
FADIGA DO AÇO ABNT 1045 RECOZIDO**

Belo Horizonte

2025

Vinícius Melo Cangussu

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE ROLETEAMENTO SOBRE A  
INTEGRIDADE SUPERFICIAL, RESISTÊNCIA À CORROSÃO E VIDA EM  
FADIGA DO AÇO ABNT 1045 RECOZIDO**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção de título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de manufatura e materiais.

Orientador: Prof. Alexandre Mendes Abrão

Coorientador: Prof. Frederico de Castro Magalhães

Belo Horizonte

2025

C222i

Cangussu, Vinícius Melo.

Influência dos parâmetros de roleteamento sobre a integridade superficial, resistência à corrosão e vida em fadiga do aço ABNT 1045 recozido [recurso eletrônico] / Vinícius Melo Cangussu. - 2025.

1 recurso online (165 f. : il., color.): pdf.

Orientador: Alexandre Mendes Abrão.

Coorientador: Frederico de Castro Magalhães.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Indui bibliografia.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Microestrutura - Teses. 3. Aço - Corrosão - Teses. 4. Aspereza de superfície - Teses. 5. Aço - Fadiga - Teses. 6. Eletroquímica - Teses. I. Abrão, Alexandre Mendes. II. Magalhães, Frederico de Castro. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 621(043)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

### FOLHA DE APROVAÇÃO

**"INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE ROLETEAMENTO SOBRE A INTEGRIDADE SUPERFICIAL, RESISTÊNCIA À CORROSÃO E VIDA EM FADIGA DO AÇO ABNT 1045 RECOZIDO "**

**VINÍCIUS MELO CANGUSSU**

Tese submetida à banca examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, constituída pelos professores: Dr. Alexandre Mendes Abrão (orientador - Departamento de Engenharia Mecânica, UFMG), Dr. Frederico de Castro Magalhães (coorientador - Departamento de Engenharia Mecânica, UFMG), Dr. Paulo Cesar de Matos Rodrigues (Departamento de Engenharia Mecânica, UFMG), Dr. Pedro Henrique Rodrigues Pereira (Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG), Dr. Pedro Paiva Brito (Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, PUC-MINAS) e Dr. Luiz Eduardo de Angelo Sanchez (Faculdade de Engenharia - Campus Bauru, Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, UNESP), como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de **"Doutor em Engenharia Mecânica"**, na área de concentração de **" Engenharia de Manufatura e Materiais "**.

Tese aprovada no dia 16 de setembro de 2025.

Por:



Documento assinado eletronicamente por **Alexandre Mendes Abrao, Coordenador(a) de curso de pós-graduação**, em 26/09/2025, às 16:11, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Frederico de Castro Magalhaes, Professor do Magistério Superior**, em 30/09/2025, às 17:44, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Paulo Cesar de Matos Rodrigues, Professor do Magistério Superior**, em 30/09/2025, às 19:26, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Pedro Paiva Brito, Usuário Externo**, em 30/09/2025, às 20:57, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Luiz Eduardo de Angelo Sanchez, Usuário Externo**, em 03/10/2025, às 09:07, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).

---



Documento assinado eletronicamente por **Pedro Henrique Rodrigues Pereira, Professor do Magistério Superior**, em 03/10/2025, às 12:29, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).

---



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [https://sei.ufmg.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](https://sei.ufmg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **4592155** e o código CRC **8DBCFDAA**.

---

## **AGRADECIMENTOS**

A Jesus Cristo, por tudo.

Aos meus pais, Élio e Olinta, pelo incentivo e apoio ao longo de toda a trajetória, e aos meus irmãos, Ludimila e Nuno, pela amizade e companheirismo.

Ao Professor Alexandre Mendes Abrão, por toda orientação, pelo comprometimento, auxílio e ensinamentos transmitidos ao longo deste trabalho.

Ao Professor Frederico de Castro Magalhães pela coorientação e pela ajuda direta na aquisição do material e do aparato para a realização dos ensaios de corrosão.

Agradeço também ao Professor Pedro de Paiva Brito pelas instruções e auxílio durante a realização dos ensaios de corrosão eletroquímica na PUC Minas de Contagem.

Ao Sr. Tiago Elias Gomes Oliveira do Laboratório de Conformação Mecânica pela realização do tratamento térmico de recozimento completo.

Ao Professor Roberto Braga Figueiredo (DEMET - UFMG), pelo apoio à realização dos testes de dureza instrumentada.

Ao Professor Carlos Eiji Hirata Ventura pela ajuda direta na aquisição das imagens de microscopia óptica tridimensional (Alicona) realizada no Laboratório de Processos de Fabricação (LPF) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar).

Ao colega Adriano Amâncio Trajano pela realização dos ensaios de compressão.

A todos os professores e alunos ligados ao Laboratório de Usinagem e Automação da UFMG pela amizade, suporte e conselho ao longo deste trabalho. Em especial aos colegas Diogo e Augusto que participaram ativamente nas etapas de fabricação e roleteamento.

Ao colega Gabriel Ferraz Vieira pela participação direta em todas as etapas deste trabalho.

Aos técnicos administrativos e funcionários das diversas áreas da Universidade, em especial a Marina por toda gentileza e suporte.

O presente trabalho foi realizado com o apoio da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais (FAPEMIG) - Convênio de Concessão de Bolsas nº 5.308/15 - e da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

## RESUMO

O desempenho de componentes metálicos pode ser severamente comprometido pela exposição a meios agressivos, como ambientes corrosivos, devido a processos naturais de oxidação que degradam progressivamente a microestrutura do material. Esta pesquisa teve por objetivo investigar a influência do roleteamento — um tratamento mecânico de superfícies — sobre a resistência à fadiga do aço ABNT 1045 recozido após exposição a uma solução salina com 3,5% em peso de NaCl por 72 horas. Foram avaliados os efeitos da pressão de roleteamento e do avanço da ferramenta sobre a microestrutura abaixo da superfície, a rugosidade, o comportamento eletroquímico, a resistência à fadiga, o modo de corrosão e as características da superfície fraturada. Os resultados das análises microestruturais revelaram aumento da deformação plástica, elevação da dureza e refinamento de grãos na subsuperfície a partir do aumento da pressão de roleteamento. Os parâmetros de rugosidade foram significativamente reduzidos após o roleteamento em comparação à condição torneada, sendo observada uma diminuição de até 80% no valor de  $R_a$ . No entanto, não foram observadas alterações significativas na resistência à corrosão eletroquímica. Em contrapartida, os ensaios de fadiga indicaram que o roleteamento aumentou substancialmente o número de ciclos até a fratura do material exposto ao eletrólito, especialmente sob condições de maior pressão e menor avanço. A condição roleteada com 140 bar e 0,04 mm/rev e, em seguida, exposta à solução salina apresentou desempenho superior ao material torneado e não exposto. Adicionalmente, observou-se uma efetividade do roleteamento em modificar o modo de corrosão superficial, com o uso de avanços de roleteamento mais baixos contribuindo para a redução da densidade de pites na superfície do componente. A análise de fractografia indicou menor número de sítios de nucleação de trincas para o material roleteado em virtude do melhor acabamento superficial promovido pelo roleteamento.

Palavras-chave: roleteamento; microestrutura; rugosidade; corrosão eletroquímica; fadiga mecânica; aço ABNT 1045 recozido.

## ABSTRACT

The performance of metallic components can be severely impaired by exposure to aggressive environments, such as corrosive media, due to natural oxidation processes that progressively degrade the material's microstructure. This study aimed to investigate the influence of deep rolling — a mechanical surface treatment — on the fatigue strength of annealed AISI 1045 steel after exposure to a 3.5 wt.% NaCl saline solution for 72 hours. The effects of deep rolling pressure and tool feed rate on the subsurface microstructure, surface roughness, electrochemical behavior, fatigue strength, corrosion mode, and fractured surface characteristics were evaluated. Microstructural analyses revealed increased plastic deformation, higher hardness, and grain refinement in the subsurface region with increasing deep rolling pressure. Roughness parameters were significantly reduced after deep rolling compared to the turned condition, with a decrease of up to 80% in  $R_a$  value. However, no significant changes were observed in the electrochemical corrosion resistance. Conversely, fatigue tests indicated that deep rolling substantially increased the number of cycles to failure for the material exposed to the electrolyte, especially under higher pressure and lower feed rate conditions. The condition deep rolled at 140 bar and 0.04 mm/rev and subsequently exposed to the saline solution exhibited superior performance compared to the turned and unexposed material. Additionally, deep rolling proved effective in modifying the surface corrosion mode, with lower deep rolling feed rates contributing to a reduction in pit density on the component surface. Fractographic analysis indicated fewer crack nucleation sites for the deep-rolled material, owing to the improved surface finish promoted by the deep rolling process.

Keywords: deep rolling; microstructure; surface roughness; electrochemical corrosion; fatigue life; annealed ABNT 1045 steel.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1: Técnicas de tratamento mecânico de superfícies: a) jateamento de granalha, b) laser shock peening e c) roleteamento .....	24
Figura 3.2: Roleteamento ultrassônico (ultrasonic surface rolling process - USRP) .....	28
Figura 3.3: Roleteamento criogênico.....	29
Figura 3.4: Configuração do roleteamento .....	31
Figura 3.5: Roleteamento com acionamento hidrostático .....	32
Figura 3.6: Curva S-N do aço AISI 1045 normalizado para as condições roleteado, polido e usinado .....	34
Figura 3.7: Influência da pressão sobre a rugosidade do aço AISI 1045 .....	37
Figura 3.8: Influência da pressão de roleteamento sobre os parâmetros Ra e Rt do aço AISI 1060 temperado e revenido.....	40
Figura 3.9: Ilustração do fator de sobreposição (u) .....	43
Figura 3.10: Influência do avanço de roleteamento sobre a rugosidade .....	45
Figura 3.11: Relação analítica entre o avanço e a rugosidade.....	46
Figura 3.12: Comparação entre um avanço baixo ( $h < \delta$ ) e um avanço alto ( $h > \delta$ ) .....	47
Figura 3.13: Influência da pressão de roleteamento sobre o perfil de dureza do aço AISI 1045: a) após torneamento, b) após roleteamento ( $P = 10$ MPa), c) após roleteamento ( $P = 20$ MPa) .....	50
Figura 3.14: Influência do roleteamento e do torneamento sobre o perfil de dureza do aço inoxidável 15-5PH.....	52
Figura 3.15: Influência da velocidade de avanço sobre a dureza da liga de titânio TA2 ..	54
Figura 3.16: Curvas de polarização do aço AISI 1045 torneado e roleteado .....	60
Figura 3.17: Formas de corrosão .....	61
Figura 3.18: Mecanismo autocatalítico dos pites de corrosão.....	64
Figura 3.19: (a) Influência da rugosidade sobre a taxa de corrosão e (b) influência da rugosidade sobre o efeito fotoelétrico (EWF) de uma liga de cobre .....	70
Figura 3.20: Microscopia eletrônica de varredura de amostras da liga AZ91 após imersão por 24 h em solução salina com 0,5% de NaCl: a) $S_a = 430$ nm, b) $S_a = 248$ nm, c) $S_a = 145$ nm e d) $S_a = 80$ nm .....	71
Figura 3.21: Influência da quantidade de deformação sobre a rugosidade e a taxa de corrosão .....	72

Figura 3.22: Gráfico de Nyquist do aço inoxidável AISI 304 após tratamento com uma e duas camadas de LSP .....	75
Figura 3.23: Curvas de polarização da liga de titânio Ti-6Al-4V antes e depois do roleteamento .....	76
Figura 4.1: Fluxograma de atividades .....	80
Figura 4.2: Máquina utilizada para o ensaio de compressão .....	82
Figura 4.3: Corpo de prova para ensaio de fadiga mecânica e corrosão eletroquímica (dimensões em mm). .....	84
Figura 4.4: a) torno CNC utilizado no torneamento e no roleteamento; b) detalhe da operação de roleteamento .....	85
Figura 4.5: Ensaio de perfilometria das amostras.....	88
Figura 4.6: Aparato utilizado para os ensaios de corrosão .....	90
Figura 4.7: Detalhe da máquina de ensaio de fadiga por flexão rotativa .....	91
Figura 5.1: Curvas tensão-deformação verdadeira do aço ABNT 1045 recozido após ensaio de compressão .....	94
Figura 5.2: Análise microestrutural do aço ABNT 1045 recozido para as seguintes condições: (a) torneado, (b) roleteado a 40 bar e 0,04 mm/rev, (c) roleteado a 40 bar e 0,12 mm/rev, (d) roleteado a 140 bar e 0,04 mm/rev e (e) roleteado a 140 bar e 0,12 mm/rev.....	96
Figura 5.3: Perfil de dureza na subsuperfície do aço ABNT 1045 recozido para as seguintes condições: (a) torneado, (b) roleteado a 40 bar e 0,04 mm/rev, (c) roleteado a 40 bar e 0,12 mm/rev, (d) roleteado a 140 bar e 0,04 mm/rev e (e) roleteado a 140 bar e 0,12 mm/rev. ....	98
Figura 5.4 Análise de EBSD do aço ABNT 1045 recozido para as seguintes condições: (a) torneado, (b) roleteado a 140 bar e 0,04 mm/rev e (c) roleteado a 140 bar e 0,12 mm/rev .....	99
Figura 5.5: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre Ra .....	102
Figura 5.6: Influência do roleteamento sobre Rv, Rp e Rz .....	102
Figura 5.7: Teste de Tukey para os parâmetros de rugosidade das condições torneada e roleteadas: (a) Ra, (b) Rv, (c) Rp e (d) Rz.....	103
Figura 5.8: Análise de perfilometria: (a) região de transição entre o segmento roleteado ( $R_a = 0,22 \mu\text{m}$ ) e o segmento torneado ( $R_a = 1,06 \mu\text{m}$ ) e (b) perfil bidimensional da rugosidade antes e depois do roleteamento .....	106
Figura 5.9: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre Ra .....	107

Figura 5.10: Gráfico de probabilidade normal para Ra .....	108
Figura 5.11: Gráficos de resíduos padronizados de Ra: a) gráfico de probabilidade normal, b) resíduos versus ajustes, c) histograma e d) resíduos versus ordem.....	109
Figura 5.12: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre Rv, Rp e Rz .....	110
Figura 5.13: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre Rp: (a) gráfico de efeitos principais para os valores médios de Rp e (b) Gráfico de interação de segunda ordem (P x f) para os valores médios de Rp.....	112
Figura 5.14: Gráfico de interação de segunda ordem (P x f) para os valores médios de Rz .....	113
Figura 5.15: (a) Evolução do potencial de circuito aberto (OCP) em uma solução salina com 3.5%NaCl com oxigênio dissolvido e (b) teste Tukey para os valores de OCP.....	115
Figura 5.16: Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIS) realizada em uma solução salina com 3.5%NaCl com oxigênio dissolvido: (a) gráfico de Nyquist e (b) teste de Tukey para a resistividade da superfície do aço (R2).....	116
Figura 5.17: Comportamento da corrosão em solução contendo 3,5% de NaCl com oxigênio dissolvido naturalmente: (a) curvas de polarização potenciodinâmica, (b) teste de Tukey do potencial de corrosão ( $E_{corr}$ ) em função da condição da superfície e (c) teste de Tukey da densidade de corrente de corrosão ( $i_{corr}$ ) em função da condição da superfície .....	118
Figura 5.18: Influência do avanço e pressão de roleteamento sobre o número de ciclos de fadiga .....	121
Figura 5.19: Teste de Tukey para comparação da média do número de ciclos de fadiga: (a) torneadas vs 40 bar, (b) torneadas vs 90 bar e (c) torneadas vs 140 bar .....	122
Figura 5.20: Teste de Tukey para a comparação da média do número de ciclos de fadiga entre as condições roleteadas: (a) 40 bar vs 90 bar (b) 40 bar vs 140 bar e (c) 90 bar vs 140 bar .....	123
Figura 5.21: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre o número de ciclos de fadiga .....	124
Figura 5.22: Gráfico de probabilidade normal para o número de ciclos de fadiga das amostras roleteadas.....	125
Figura 5.23: Gráficos de resíduos padronizados do número de ciclos de fadiga das amostras roleteadas: a) gráfico de probabilidade normal, b) resíduos versus ajustes, c) histograma e d) resíduos versus ordem .....	126

Figura 5.24: Gráfico de efeitos principais para os valores médios de número de ciclos de fadiga das amostras roleteadas .....	127
Figura 5.25: Gráfico de interação de segunda ordem (P x f) para os valores médios do número de ciclos de fadiga das amostras roleteadas .....	128
Figura 5.26: Influência da corrosão sobre o número de ciclos de fadiga das condições AT e roleteamento (P = 140 bar e f = 0,04 mm/rev) .....	130
Figura 5.27: Teste de Tukey para a comparação da média do número de ciclos de fadiga antes e depois da corrosão: a) condição apenas torneada e b) roleteamento (P = 140 bar e f = 0,04 mm/rev) .....	131
Figura 5.28: Formação de pites de corrosão na superfície torneada .....	132
Figura 5.29: Formação de pites de corrosão na superfície roleteada a 40 bar e (a) 0,04 mm/rev e (b) 0,12 mm/rev de avanço .....	134
Figura 5.30: Formação de pites de corrosão na superfície roleteada a 140 bar e (a) 0,04 mm/rev e (b) 0,12 mm/rev de avanço .....	135
Figura 5.31: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre a profundidade dos pites de corrosão .....	136
Figura 5.32: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre o perfil dos pites de corrosão .....	138
Figura 5.33: Fractografia das superfícies (a) torneada e (b) roleteada a 140 bar e 0,04 mm/rev submetidas à solução salina .....	139
Figura B. 1: Gráficos de probabilidade normal para Rv, Rp e Rz.....	162
Figura B. 2: Gráficos de resíduos padronizados de Rv: a) gráfico de probabilidade normal, b) resíduos versus ajustes, c) histograma e d) resíduos versus ordem.....	163
Figura B. 3: Gráficos de resíduos padronizados de Rp: a) gráfico de probabilidade normal, b) resíduos versus ajustes, c) histograma e d) resíduos versus ordem.....	163
Figura B. 4: Gráficos de resíduos padronizados de Rz: a) gráfico de probabilidade normal, b) resíduos versus ajustes, c) histograma e d) resíduos versus ordem.....	164

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre as variáveis de resposta...	77
Tabela 4.1: Composição química do aço ABNT 1045.....	81
Tabela 4.2: Fatores e níveis escolhidos para o roleteamento do aço ABNT 1045 recozido .....	86
Tabela 4.3: Condições e níveis avaliados no ensaio de corrosão eletroquímica (CE) .....	89
Tabela 4.4: Condições submetidas ao ensaio de fadiga mecânica .....	91
Tabela 5.1: Análise de variância de $R_p$ .....	111
Tabela 5.2: Análise de variância de $R_z$ .....	112
Tabela 5.3: Análise de variância do número de ciclos de fadiga das amostras roleteadas .....	126
Quadro B. 1: Pressão de roleteamento recomendada em função da dureza do material.	159
Tabela A. 1: Resultados do desvio médio aritmético .....	160
Tabela A. 2: Resultados da profundidade máxima do vale .....	160
Tabela A. 3: Resultados da altura máxima de pico .....	160
Tabela A. 4: Resultados da altura máxima do perfil .....	161
Tabela A. 5: Análise de variância do desvio médio aritmético ( $R_a$ ) .....	161
Tabela A. 6: Análise de variância da profundidade máxima do vale ( $R_v$ ) .....	161
Tabela C. 1: Número de ciclos de fadiga de todas as condições .....	165

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	17
2	OBJETIVOS.....	20
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
	3.1 Tratamento mecânico de superfícies .....	21
	3.1.1 Principais técnicas .....	23
	3.1.2 Roleteamento.....	30
	3.2 Integridade superficial após o roleteamento.....	35
	3.2.1 Influência da pressão de roleteamento sobre a rugosidade.....	35
	3.2.2 Influência do avanço de roleteamento sobre a rugosidade .....	41
	3.2.3 Influência da pressão de roleteamento sobre a dureza .....	48
	3.2.4 Influência do avanço de roleteamento sobre a dureza.....	54
	3.3 Corrosão dos metais .....	56
	3.3.1 Formas de corrosão .....	60
	3.3.2 Influência dos pites de corrosão sobre a resistência à fadiga .....	63
	3.4 Influência dos tratamentos de superfície sobre a resistência à corrosão dos aços.....	66
	3.4.1 Influência da rugosidade sobre a resistência à corrosão.....	69
	3.4.2 Influência do tamanho de grão e da dureza sobre a resistência à corrosão .....	73
	3.5 Considerações parciais .....	77
4	METODOLOGIA.....	79
	4.1 Material.....	80
	4.2 Equipamentos e Métodos .....	81
	4.3 Análise por microscopia óptica .....	87

4.4	Ensaio de dureza instrumentada.....	87
4.5	Análises por difração de elétrons retroespalhados (EBSD).....	88
4.6	Ensaio de perfilometria .....	88
4.7	Ensaio de corrosão .....	89
4.8	Ensaio de fadiga após exposição ao meio salino.....	90
4.9	Análise por microscopia óptica tridimensional .....	92
4.10	Análise de fractografia.....	92
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	93
5.1	Ensaio de compressão.....	93
5.2	Microestrutura subsuperficial .....	94
5.2.1	Grau de deformação plástica abaixo da superfície .....	94
5.2.2	Dureza .....	97
5.2.3	Difração de elétrons retroespalhados (EBSD).....	98
5.3	Perfilometria .....	100
5.3.1	Influência do roleteamento sobre a rugosidade.....	101
5.3.2	Influência dos parâmetros de roleteamento sobre a rugosidade.....	106
5.4	Corrosão eletroquímica.....	114
5.5	Ensaio de fadiga mecânica .....	119
5.5.1	Influência do roleteamento sobre a fadiga mecânica após a exposição à solução salina.....	120
5.5.2	Influência dos parâmetros de roleteamento sobre a fadiga mecânica após a exposição à solução salina.....	124
5.5.3	Influência da exposição à solução salina sobre a vida em fadiga mecânica ..	130
5.6	Microscopia óptica tridimensional .....	132

5.7	Fractografia.....	138
6	CONCLUSÃO.....	141
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	144
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	145
	ANEXO A: CERTIFICADO DE ANÁLISE QUÍMICA DO AÇO ABNT 1045 .....	157
	ANEXO B: INFORMAÇÕES DO EQUIPAMENTO DE ROLETEAR .....	159
	APÊNDICE A: RESULTADOS DE RUGOSIDADE .....	160
	APÊNDICE B: RESULTADOS DA ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS DE RUGOSIDADE.....	162
	APÊNDICE C: RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA MECÂNICA E ANÁLISE ESTATÍSTICA CORRESPONDENTE .....	165

# 1 INTRODUÇÃO

A corrosão dos metais é um processo eletroquímico espontâneo e natural que ocorre na superfície, no qual o metal ou liga se deteriora ao sofrer oxidação, tendendo a retornar à sua forma mais estável do ponto de vista termodinâmico. Este processo envolve reações de redução e oxidação, também chamadas de reações redox, nas quais o metal atua como ânodo, perdendo elétrons para o meio corrosivo (eletrólito), enquanto uma reação catódica simultânea ocorre, geralmente envolvendo a redução de oxigênio ou de íons hidrogênio presentes no meio. O processo corrosivo dos materiais metálicos tem importante impacto do ponto de vista social e econômico, pois pode contribuir tanto para a falha prematura e inesperada do componente – podendo ocasionar graves acidentes –, como gerar custos de manutenção e reparos para a substituição dos componentes danificados. Estima-se que 4% do Produto Interno Bruto (PIB) do Brasil seja gasto com manutenção e reparos de estruturas corroídas (CARNEIRO, 2022).

A fim de minimizar os danos decorrentes da exposição de metais a ambientes corrosivos, é comum a utilização de técnicas que protejam o componente principal (ânodo) do meio corrosivo, reduzindo a taxa de corrosão e aumentando a vida em serviço. Dentre as técnicas mais utilizadas, podem-se citar a alteração da composição química do material, a pintura da superfície do componente, a galvanização e a proteção catódica. Entretanto, todas essas técnicas ocorrem em uma etapa posterior à fabricação dos componentes, seja pela substituição do material base por outro de maior resistência à corrosão, como os aços inoxidáveis (composição química), ou por artifícios que previnam o contato do metal base com o eletrólito, a partir do uso de tintas especiais e a galvanização. A proteção catódica, por sua vez, é uma técnica de controle da corrosão que consiste em tornar o metal a ser protegido o eletrodo catódico de uma célula eletroquímica. Isso é realizado por meio da conexão com um metal mais reativo (ânodo de sacrifício), como magnésio, zinco ou alumínio, que sofre oxidação preferencial, preservando o metal protegido da deterioração.

Embora essas técnicas já estejam bem consolidadas, o uso de métodos alternativos que possibilitem a fabricação de componentes altamente resistentes a ambientes corrosivos, eliminando a necessidade da alteração da sua composição química ou o uso de técnicas adicionais aos processos de fabricação, pode ser de grande relevância para a manufatura de bens de consumo e de capital, podendo contribuir tanto para a redução de custos de produção como para o aumento da produtividade. Neste sentido, diversas

técnicas de tratamento mecânico de superfícies, cuja finalidade é aperfeiçoar a superfície e a subsuperfície de componentes metálicos por meio de deformação plástica, têm sido investigadas e consideradas como alternativas para a modificação da resistência à corrosão dos metais. Dentre as características superficiais conseguidas por meio dessas técnicas, e cujos efeitos podem alterar a resistência à corrosão dos materiais, destacam-se a rugosidade, a dureza abaixo da superfície, o tamanho dos grãos, e a indução de tensão residual de compressão na superfície da peça.

O jateamento de granalha, o *laser shock peening* (LSP), o roleteamento ultrassônico de superfícies (*ultrasonic surface rolling process* - USRP) e o roleteamento criogênico são técnicas de tratamento mecânico de superfícies utilizadas com vistas a melhorar a resistência à fadiga mecânica de materiais metálicos e cuja influência sobre a resistência à corrosão dos metais também tem sido investigada. Entretanto, embora o uso dessas técnicas para aumentar a resistência à fadiga mecânica de peças metálicas já esteja bem consolidado, a sua influência sobre a resistência à corrosão ainda carece de investigação. Além disso, há vantagens e desvantagens na escolha de cada uma dessas técnicas, que vão desde a variação no custo de implantação e manutenção, como é o caso do LSP e do USRP, ou devido às variações das características superficiais da peça após cada tratamento, já que enquanto determinadas técnicas visam induzir tensões de compressão de elevada magnitude na superfície da peça, outras priorizam a redução da rugosidade e a indução de tensões compressivas em maiores profundidades.

Assim como as demais técnicas supracitadas, o roleteamento também tem como principal objetivo aumentar a resistência à fadiga mecânica de peças metálicas a partir da geração de uma superfície com elevado acabamento e tensões residuais compressivas. Entretanto, diferentemente do jateamento de granalha, por exemplo, o roleteamento é capaz de reduzir a rugosidade do material para valores inferiores àqueles verificados após a retificação, com um desvio médio aritmético ( $R_a$ ) inferior a  $0,3 \mu\text{m}$ , dependendo dos parâmetros utilizados, além de possibilitar a indução de tensões residuais compressivas de elevada intensidade e profundidade na subsuperfície do material. O método de aplicação do roleteamento também é mais simples do que as demais técnicas, visto que pode ser realizado nas mesmas máquinas-ferramentas utilizadas na usinagem dos componentes. Nesse sentido, o roleteamento mostra-se como umas das técnicas que apresentam melhor relação custo-benefício, isto é, possibilita a confecção de uma superfície de elevada qualidade a partir de um processo simples, econômico e com um baixo tempo de processamento.

Acerca do material analisado, os aços carbono, como o ABNT 1045, carecem de elementos de liga como cromo, níquel ou molibdênio, o que impede a formação de uma camada passiva protetora contra a corrosão. Nesse contexto, compreender de que forma a modificação das características superficiais e da microestrutura subsuperficial afeta a resistência à corrosão desses materiais constitui uma contribuição relevante para otimizar processos de fabricação e prolongar sua vida em serviço.

Neste estudo, foi selecionado o aço ABNT 1045 na condição recozida, a fim de assegurar maior homogeneidade microestrutural e estabilidade das propriedades mecânicas antes da aplicação do roleteamento. Essa condição, caracterizada por uma estrutura ferrítico-perlítica com menor dureza e reduzidas tensões internas, possibilita analisar de maneira mais clara os efeitos específicos do processo — como o encruamento, a alteração da rugosidade e as variações nos parâmetros eletroquímicos.

O uso do material recozido também permite avaliar com maior precisão as influências diretas da deformação plástica superficial sobre a resistência à corrosão e à fadiga. Embora o emprego de materiais tratados termicamente seja comum na prática industrial, a abordagem adotada neste trabalho busca oferecer uma compreensão fundamental do comportamento do aço submetido ao roleteamento, servindo como base para estudos comparativos com outras condições térmicas, como têmpera e revenido, e ampliando a aplicabilidade dos resultados obtidos.

Diante do exposto, acerca da capacidade do roleteamento de melhorar superfícies metálicas, da sua fácil aplicação e do seu baixo custo, este se destaca como uma das técnicas mais utilizadas no aumento da resistência à fadiga mecânica de componentes metálicos; contudo, ainda não está claro como esta operação pode contribuir para o aumento da resistência à fadiga após a exposição de um material a um meio corrosivo, sobretudo de aços carbono. Portanto, entender como os parâmetros de roleteamento alteram a superfície e a subsuperfície de metais e como as modificações microestruturais decorrentes afetam a vida em serviço deste material após exposição a um meio salino pode contribuir de maneira significativa para a engenharia de manufatura, tanto do ponto de vista acadêmico como industrial, na medida em que propõe uma maneira alternativa de mitigar a deterioração dos materiais metálicos expostos a ambientes corrosivos.

## 2 OBJETIVOS

O objetivo principal deste trabalho é avaliar a influência do roleteamento sobre a integridade superficial e resistência à corrosão do aço ABNT 1045 recozido após sua exposição a uma solução salina com 3,5% em peso de NaCl em água por 72 horas.

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- analisar a influência do roleteamento sobre o grau de deformação plástica, o perfil de dureza e o tamanho dos grãos na região subsuperficial;
- analisar a influência dos parâmetros de roleteamento (pressão e avanço) sobre a rugosidade do aço ABNT 1045 recozido, em particular sobre os seguintes parâmetros: desvio médio aritmético ( $R_a$ ), profundidade máxima do vale ( $R_v$ ), altura máxima de pico ( $R_p$ ) e altura máxima do perfil ( $R_z$ );
- avaliar a resistência à corrosão eletroquímica do aço, antes e depois do roleteamento, por meio das técnicas de espectroscopia de impedância eletroquímica e polarização;
- investigar a influência dos parâmetros de roleteamento sobre a resistência à fadiga mecânica do aço após exposição a um meio salino;
- comparar os resultados de vida em fadiga mecânica para as amostras corroídas e não corroídas a fim de verificar a influência da exposição ao meio salino sobre o desempenho do aço;
- investigar o modo de corrosão na superfície do aço torneado e roleteado após exposição ao meio salino;
- realizar análises de fractografia das amostras fraturadas e correlacionar esse resultado com o modo de corrosão superficial e as características subsuperficiais do aço;

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo apresentará o conceito de tratamento mecânico de superfície, as técnicas mais utilizadas nesta área e as suas principais contribuições para a manufatura. Inicialmente será feito um levantamento das diversas técnicas utilizadas no aperfeiçoamento da integridade superficial de componentes metálicos e, em seguida, será dada ênfase ao roleteamento e suas variáveis. Ao final da revisão bibliográfica, o tema corrosão será abordado, destacando, além de alguns conceitos, os prejuízos ao desempenho de componentes metálicos decorrentes deste fenômeno e as técnicas alternativas utilizadas na redução da taxa de corrosão dos metais.

#### 3.1 Tratamento mecânico de superfícies

Até chegar ao estágio final e adequado para a sua utilização, os componentes metálicos devem passar por uma série de etapas que vão desde os processos metalúrgicos – responsáveis por engendrar a microestrutura dos materiais – até os processos de fabricação, como a conformação mecânica e a usinagem, que modificam a forma, a geometria e também a integridade superficial dos componentes.

Considerando unicamente a integridade superficial dos materiais, Machado *et al.* (2015) afirmam que a camada superficial de um metal usinado é composta por uma série de alterações tanto na superfície (acabamento) como em camadas mais internas (subsuperfície) em função da própria dinâmica dessas operações. Essas mudanças na camada superficial decorrem de processos que vão desde deformação plástica e ruptura, incluindo vibração da ferramenta, indução de tensões residuais e geração de calor, podendo resultar até mesmo em transformações químicas (MACHADO *et al.*, 2015).

Segundo Ferraresi (1970), as operações de usinagem têm como finalidade conferir forma, geometria e acabamento final à peça a partir da remoção de cavaco (porção de material removida da peça pela ferramenta). Dependendo do projeto, pode-se fabricar uma peça apenas com uma dessas características, como mudança de geometria, por exemplo, ou desenvolver um programa que possibilite a confecção de uma peça com a combinação dos três itens citados. A respeito exclusivamente do acabamento final, Schulze (2006) afirma que a integridade superficial é imprescindível para o bom

desempenho dos componentes em termos de vida em serviço, pois ela determina as principais propriedades, tais como coeficiente de atrito, resistência ao desgaste, corrosão e fadiga e capacidade de suportar cargas (BOUZID, TSOUMAREV & SAI, 2004; AL-QAWABEHA, 2007). Prabhu, Kulkarni & Sharma (2010) também afirmam que quanto pior a qualidade superficial, mais susceptível o material estará a falhas por fadiga mecânica ou falhas relacionadas à corrosão.

Nikitin & Altenberger (2007) explicam que o comportamento sob fadiga mecânica de componentes metálicos consiste de duas fases: nucleação e propagação de trincas. Além disso, segundo esses autores, a maior parte dos sítios de nucleação de trincas em materiais homogêneos ocorre na região superficial. Este fato é corroborado por Almaraz, Vilchez & Dominguez (2019), que analisaram as superfícies de fratura dos aços SAE 4140 e 1045 após testes de fadiga ultrassônica e verificaram que em ambos os aços a nucleação da trinca estava relacionada ou às inclusões não metálicas ou ocorria na superfície dos corpos de prova. Dessa forma, diante da importância da integridade superficial para uma maior confiabilidade e desempenho dos componentes metálicos, torna-se essencial considerar no projeto de manufatura desses componentes técnicas que garantam elevada integridade superficial. Segundo El-Khabeery & El-Axir (2001), a melhora da qualidade superficial de um componente pode ser conseguida, por exemplo, a partir da redução da sua rugosidade e do aumento da sua dureza superficial.

As técnicas de tratamento mecânico de superfícies surgem, então, como um complemento aos processos de fabricação, pois, diferentemente das operações de usinagem, têm como único objetivo aperfeiçoar a superfície do componente para seu uso final (SCHULZE, 2006). Rodríguez *et al.* (2012) também reforçam que essas técnicas têm como principal objetivo aumentar a vida em serviço de componentes metálicos por meio da mitigação dos processos de nucleação e propagação de trincas superficiais, do aumento da resistência à corrosão e da resistência ao desgaste. Entretanto, existem diversas técnicas de tratamento superficial e a sua escolha deve se basear em uma análise prévia do material a ser tratado, das condições de aplicação desse material bem como da análise de aspectos econômicos. Assim, entender quais são os métodos de aplicação dessas técnicas, as principais variáveis envolvidas durante a operação e as vantagens e desvantagens de cada uma delas é de fundamental importância para o estudo da manufatura dos componentes.

### 3.1.1 Principais técnicas

Segundo Schulze (2006), enquanto os processos de usinagem são utilizados para dar forma, dimensões e acabamento superficial aos componentes por meio da remoção de material na forma de cavaco, a finalidade dos tratamentos mecânicos de superfície é conferir à superfície desses componentes características desejáveis para a sua aplicação futura. Além disso, essa modificação das características superficiais dos metais é conseguida a partir de deformação plástica, diferentemente do que ocorre durante as operações de usinagem. De acordo com Chomienne *et al.* (2016), durante a aplicação dessas técnicas ocorre uma modificação das características superficiais dos componentes, tais como redução de rugosidade, aumento de dureza, modificação da microestrutura subsuperficial e indução de tensão residual de compressão devido às intensas cargas mecânicas verificadas na superfície e na subsuperfície dos materiais.

Dentre as principais técnicas de tratamento mecânico de superfície, Schulze (2006) destaca três: jateamento de granalha, *laser shock peening* (LSP) e roleteamento (Figura 3.1). Embora o objetivo principal dessas técnicas seja o mesmo – melhorar a qualidade superficial de componentes metálicos a partir de deformação plástica –, elas se diferem quanto ao método de execução e quanto às características da superfície que são capazes de aperfeiçoar (SCHULZE, 2006). A Figura 3.1a apresenta diferentes dispositivos utilizados para o jateamento de granalha, o qual opera arremessando partículas de diferentes tipos de material contra a superfície do componente; na Figura 3.1b é apresentado o LSP, que possibilita a deformação plástica superficial do material a partir da emissão de feixes de *laser*; finalmente, o roleteamento é mostrado na Figura 3.1c, que evidencia o elemento rolante posicionado sobre a superfície do corpo de prova e a aplicação de dois parâmetros de roleteamento, pressão de roleteamento ( $P$ ) e avanço da ferramenta ( $f_{dr}$ ).

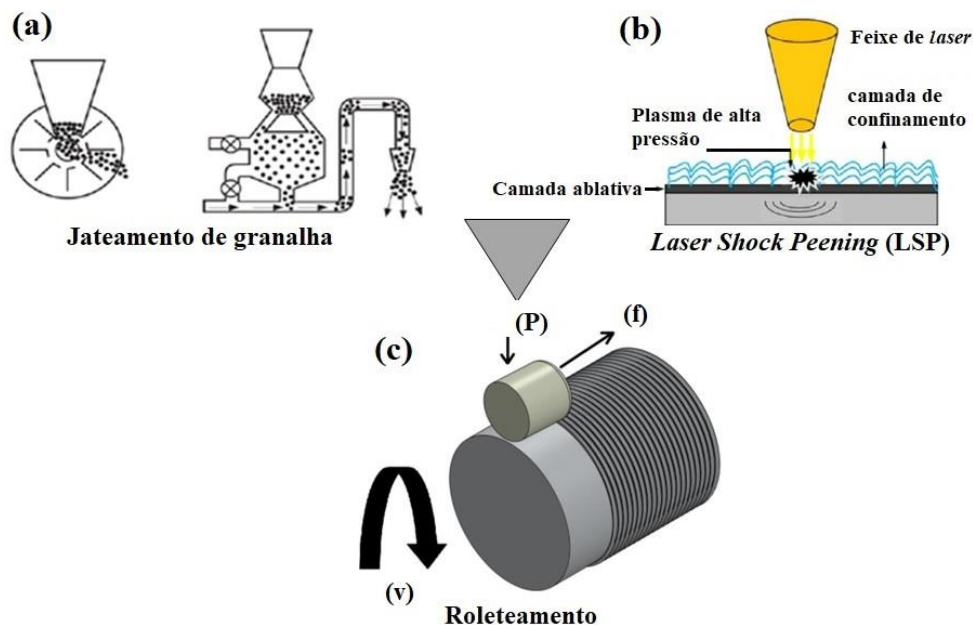


Figura 3.1: Técnicas de tratamento mecânico de superfícies: a) jateamento de granalha, b) laser shock peening e c) roleteamento  
 Fonte: adaptado de Schulze (2006).

O jateamento de granalha promove a deformação plástica do material por meio do arremesso de partículas com geometria específica e dureza elevada contra a superfície da peça e tem como foco principal a indução de tensão residual de compressão de elevada intensidade próxima à superfície (DENKENA *et al.*, 2013). Schulze (2006) explica que durante o impacto das partículas contra a superfície do material, a energia cinética contida nessas partículas é parcialmente convertida em deformação plástica, podendo até mesmo acarretar transformação de fase nessa região. Além dos diversos parâmetros do jateamento de granalha, como velocidade, massa, geometria e tipo do material da partícula, Schulze (2006) destaca a intensidade de jateamento e a área de cobertura (área completamente atingida pelas partículas) como parâmetros importantes. Segundo o autor, a principal vantagem desta técnica sobre as demais é a sua flexibilidade, podendo ser utilizada em componentes de qualquer geometria, especialmente as complexas. Por outro lado, o jateamento de granalha favorece o aumento da rugosidade, o que pode se tornar uma desvantagem dependendo da aplicação do componente (BAGHERI & GUAGLIANO, 2009).

Assim como o jateamento de granalha, o *laser shock peening* (LSP) induz tensões compressivas de elevadas intensidades na superfície do material, porém, o LSP atinge uma profundidade superficial maior do que no jateamento (SCHULZE, 2006). A técnica utiliza pulsos de *laser* de curta duração (ns) que, ao incidirem sobre a superfície

do material, geram um plasma devido à vaporização de uma camada de revestimento opaco (camada ablativa) colocada na superfície da peça (CELLARD *et al.*, 2012). Segundo os autores, a expansão do plasma produz ondas de choque que se propagam para o interior do material deformando-o plasticamente e, como resultado, induz tensões residuais de compressão. Os principais parâmetros do LSP, de acordo com Cellard *et al.* (2012), são: comprimento de onda e natureza do *laser*, fluência do *laser*, duração do pulso, geometria do foco, número de impactos em um determinado ponto, taxa de sobreposição, natureza e espessura da camada de revestimento etc. Segundo Yella *et al.* (2018), dentre as principais vantagens do LSP destacam-se a boa direcionalidade e a precisão da área de cobertura, sendo fundamental para o tratamento superficial de componentes com partes críticas. Entretanto, o alto custo dos equipamentos e a maior complexidade do LSP destacam-se como empecilhos para a disseminação desta técnica.

Em contrapartida, o roleteamento não só possui um menor custo de aquisição e manutenção, como também é conhecido por sua facilidade de aplicação. Para a realização do roleteamento, a ferramenta pode ser acoplada a máquinas-ferramentas convencionais ou comandadas numericamente (CNC), tais como tornos e fresadoras (YEN, SARTKULVANICH e ALTAN, 2004). Esse fato constitui uma das vantagens do roleteamento em relação a operações de usinagem como a retificação e o polimento, pois o componente pode ser completamente usinado e roleteado em um único equipamento, eliminando a necessidade de máquinas adicionais e contribuindo de maneira significativa para a redução do tempo de operação (ECOROLL, 2015). Quanto à sua finalidade, o roleteamento permite tanto a indução de tensões de compressão de alta intensidade e profundidade de penetração, como a redução da rugosidade e aumento da dureza superficial (PRABHU, KULKARNI & SHARMA, 2010). Essas características são conseguidas pela variação de parâmetros como a pressão de roleteamento ( $P$ ), o avanço da ferramenta ( $f_{dr}$ ), a velocidade ( $v$ ), o número de passes da ferramenta, entre outros. Embora o roleteamento apresente inúmeras vantagens em relação às demais técnicas, o seu uso muitas vezes é limitado pela geometria da peça, como será discutido adiante.

Diante do exposto acerca das principais técnicas de tratamento mecânico de superfícies, Nikitin & Altenberger (2007) argumentam que todas elas têm como característica induzir tensões compressivas de elevada magnitude nas camadas mais superficiais da peça, reduzir a rugosidade e aumentar a espessura da camada encruada a fim de conferir maior confiabilidade ao componente. Entretanto, esses autores chamam a atenção para o fato de que cada técnica possui vantagens e desvantagens quando

comparadas entre si: enquanto o jateamento de granalha induz tensões compressivas de elevada intensidade à custa de uma piora na rugosidade, o roleteamento e o *laser shock peening* garantem uma menor rugosidade e uma maior extensão da camada encruada, embora as tensões geradas na superfície sejam de menor magnitude.

Comparando especificamente essas duas últimas técnicas, Nikitin & Altenberger (2007) notaram que a dureza superficial do aço inoxidável AISI 304 roleteado foi cerca de 30% mais alta do que a dureza do mesmo aço após tratamento pelo *laser shock peening*. Os autores atribuíram a dureza superficial mais alta do material roleteado à complexa microestrutura da superfície após o roleteamento, especialmente à formação de martensita induzida por deformação. Embora haja diferença entre os resultados obtidos pelas duas técnicas, ambas aumentaram significativamente a vida em fadiga mecânica do aço inoxidável AISI 304 em ambos os regimes de baixo e de alto ciclo (NIKITIN & ALTENBERGER, 2007). Entretanto, deve-se ressaltar que os benefícios obtidos pelo uso das técnicas de tratamento mecânico de superfícies, como aumento da vida em fadiga mecânica e aumento da resistência à corrosão do material, podem não ser efetivados devido ao relaxamento das tensões residuais de compressão, dependendo, principalmente, das condições operacionais como excessivo carregamento e altas temperaturas (JUIJERM & ALTENBERGER, 2007; ABRÃO *et al.*, 2015).

De acordo com Altenberger *et al.* (1999), o roleteamento e o jateamento de granalha são técnicas de tratamento mecânico de superfícies capazes de conferir aos componentes metálicos uma maior resistência à fadiga mecânica, à ambientes corrosivos e ao desgaste, sendo comumente aplicadas em partes estruturais nas indústrias automotiva e aeroespacial. O melhor desempenho dos componentes que sofreram estes tratamentos superficiais decorre das alterações microestruturais na superfície e subsuperfície, tais como o encruamento e a indução de tensões compressivas. No entanto, embora as alterações microestruturais conferidas pelo jateamento de granalha sejam de maior intensidade, o roleteamento permite, por exemplo, o encruamento do material em camadas mais profundas, o que o torna superior ao jateamento de granalha em relação ao aumento da vida em serviço do componente (ALTENBERGER *et al.*, 2012).

Comparando os efeitos do roleteamento e do LSP sobre a vida em fadiga mecânica da liga de titânio Ti-6Al-4V sob temperaturas elevadas, Altenberger *et al.* (2012) perceberam um desempenho superior do material submetido ao roleteamento. Ambas as técnicas foram capazes de aumentar a dureza superficial e induzir tensões residuais de compressão, entretanto, o material roleteado apresentou uma camada

superficial nanocristalina de 1 a 2  $\mu\text{m}$  de espessura não verificada no mesmo material submetido ao LSP. De acordo com os pesquisadores, sob elevadas temperaturas (aproximadamente 550 °C), as tensões residuais de compressão relaxaram, enquanto a camada nanocristalina encruada manteve-se estável, sendo o único fator a favorecer a mitigação dos processos de nucleação e propagação de trincas.

Além das técnicas de tratamento mecânico de superfície mais tradicionais, há também variações dessas técnicas cujos efeitos sobre as características superficiais dos componentes metálicos vêm sendo cada vez mais pesquisados. Dentre essas técnicas destacam-se o roleteamento ultrassônico (*ultrasonic surface rolling process* - USRP) e o roleteamento criogênico.

O roleteamento ultrassônico (USRP) é, na verdade, mais utilizado com a finalidade de reduzir o tamanho de grãos superficiais, possibilitando a formação de uma camada nanocristalina a partir do uso de uma ferramenta de alta frequência (YE *et al.*, 2019). Segundo Ye *et al.* (2019), o dispositivo é composto por um controlador, que possui um gerador de ondas ultrassônicas, e um atuador, composto principalmente por um transdutor de energia, um concentrador e o cabeçote da ferramenta. O gerador de ondas ultrassônicas converte a frequência da rede elétrica em uma frequência ultrassônica (30 kHz). O transdutor converte a oscilação de frequência ultrassônica em vibração ultrassônica de baixa amplitude e o concentrador amplifica a amplitude da vibração mecânica e a transfere ao cabeçote da ferramenta. O cabeçote é uma esfera rotativa de carboneto de tungstênio com um raio de 7 mm em contato com a superfície da peça e que rola em relação à superfície de trabalho durante a operação (YE *et al.*, 2019). Os principais parâmetros dessa técnica são: a velocidade linear da ferramenta, o avanço (sobrepasse), a frequência de vibração, a amplitude e a pressão estática. A Figura 3.2 ilustra a configuração do USRP, onde é possível observar todos os elementos supracitados, bem como o acabamento superficial da peça antes e depois do tratamento mecânico (YE *et al.*, 2019).

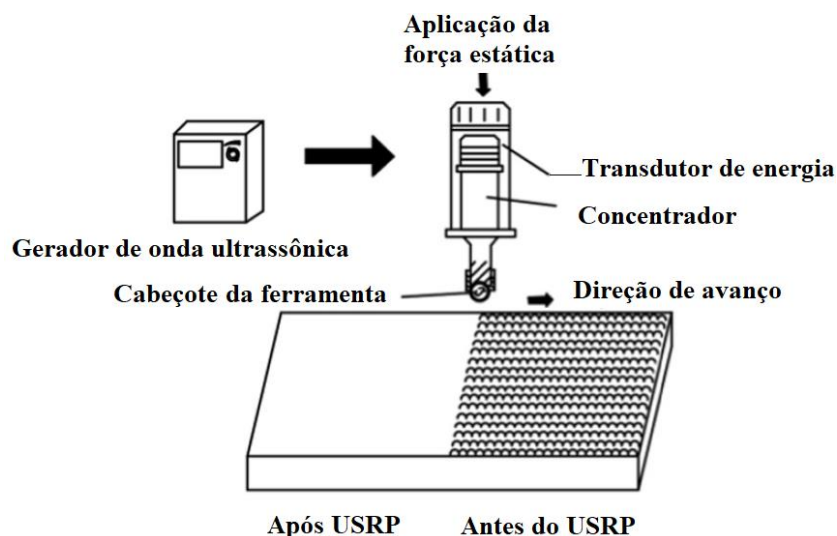


Figura 3.2: Roleteamento ultrassônico (ultrasonic surface rolling process - USRP)  
 Fonte: adaptado de Ye *et al.* (2019).

Embora o foco do USRP seja o refinamento de grãos superficiais, Ye *et al.* (2019) observaram a efetividade do USRP também sobre a redução da rugosidade, aumento de dureza e indução de tensões compressivas. Segundo os autores, após o roleteamento ultrassônico da liga de magnésio AZ31B, foi verificado, além da obtenção de uma camada nanoestruturada (aumento progressivo do tamanho dos grãos a partir da superfície), a redução da rugosidade em mais de 90% do valor inicial e o aumento de dureza superficial em quase 40%, características que contribuem para um desempenho superior do material em termos de resistência ao desgaste e à corrosão.

Xu *et al.* (2020) também verificaram a formação de uma camada nanoestruturada ao utilizar o USRP. Os pesquisadores aplicaram a técnica sobre uma liga de alumínio e após 12 passes da ferramenta de roleteamento notaram a formação de uma camada nanocristalina de aproximadamente 40  $\mu\text{m}$  de espessura, com grãos medindo em média 67 nm. A modificação das características superficiais da liga de alumínio, com a formação de uma camada nanocristalina e a indução de tensão residual de compressão, proporcionou uma redução de 60% da taxa de corrosão. Porém, foi observado um aumento da rugosidade do material em relação à condição não tratada pelo USRP (XU *et al.*, 2020).

Já o roleteamento criogênico possui dinâmica de processamento muito semelhante ao roleteamento convencional com a diferença de que naquele, o nitrogênio líquido é introduzido com o intuito de diminuir a temperatura na interface entre a ferramenta e a peça (PU *et al.*, 2011). Assim como o USRP, o roleteamento criogênico propõe-se a melhorar a qualidade superficial de componentes metálicos a partir do refino

de grãos, com as baixas temperaturas do nitrogênio líquido suprimindo o crescimento de ultrafinos/nano grãos introduzidos pelos processos de recristalização dinâmica (PU *et al.*, 2011). Os parâmetros do roleteamento criogênico são os mesmos do roleteamento convencional, acrescentando apenas o suprimento de nitrogênio líquido. O roleteamento criogênico é apresentado na Figura 3.3, onde nota-se a peça fixada à placa do torno, a contra-ponta utilizada na estabilização da peça (evitando a flexão da peça durante a aplicação da pressão de roleteamento), o suprimento de nitrogênio líquido e a ferramenta de roleteamento (TANG, LUO & ZHANG, 2017).

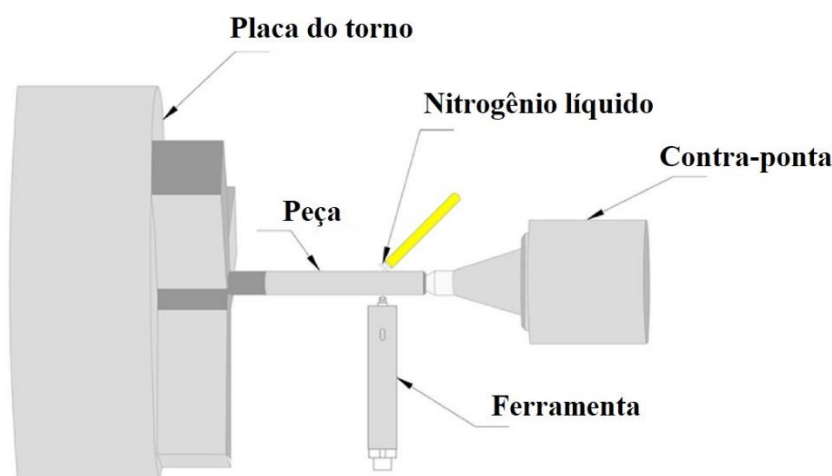


Figura 3.3: Roleteamento criogênico  
Fonte: adaptado de Tang, Luo & Zhang (2017).

Pu *et al.* (2011) avaliaram os efeitos do roleteamento criogênico sobre a resistência à corrosão da liga de magnésio AZ31B e constataram uma melhora dessa resposta como resultado da obtenção de uma camada nanocristalina com 3,4 mm de espessura (grãos com tamanho médio de 1,03  $\mu\text{m}$ ) e de um aumento da dureza superficial (de 0,9 para 1,35 GPa). Além do refino dos grãos e aumento da dureza, observou-se também uma distribuição mais uniforme dos grãos superficiais (menor dispersão).

Tang, Luo & Zhang (2017) também estudaram os efeitos do roleteamento criogênico sobre a resistência à corrosão da liga de titânio (Ti-6Al-4V). Os autores verificaram uma redução do tamanho dos grãos e da razão entre largura e comprimento desses grãos com o aumento do número de passes, o que contribuiu para o aumento da resistência à corrosão da liga. Além disso, os grãos roleteados com dois passes apresentaram-se mais homogêneos e aleatoriamente distribuídos.

### 3.1.2 Roleteamento

O roleteamento foi introduzido primeiramente na indústria ferroviária na década de 1930 e sua finalidade é aumentar a vida em fadiga mecânica de materiais metálicos, especialmente componentes que apresentem concentradores de tensão na superfície, como filetes de virabrequim e eixos entalhados (COURTIN, GARDIN & BEZINE, 2003). Trata-se de uma operação em que a ferramenta realiza movimentos longitudinais sobre o componente, ao mesmo tempo em que é pressionada contra a superfície da peça deformando-a plasticamente (HASSAN, 1997; ABRÃO *et al.*, 2014c). Considerando a ocorrência apenas de deformação plástica superficial, o roleteamento não é classificado como uma operação de usinagem, pois não há remoção de material da peça na forma de cavaco (ZHANG, BUGTAI & MARINESCU, 2015).

Embora não seja classificado como uma operação de usinagem, o roleteamento pode ser realizado em máquinas-ferramentas comumente utilizadas nos processos de usinagem, permitindo uma maior flexibilidade na fabricação de componentes uma vez que se torna possível usinar e roletear a peça no mesmo equipamento (LUCA, VENTZEL & MARINESCU, 2005; OKADA *et al.*, 2015). Estes autores ainda citam que, além da maior flexibilidade, a estabilidade da força de roleteamento aplicada, a fácil manutenção e a longa vida da ferramenta são outras vantagens do roleteamento.

Segundo Sartkulvanich *et al.* (2007), os principais parâmetros de roleteamento são: força ( $F_n$ ) ou pressão de roleteamento, avanço ( $f_{dr}$ ), velocidade ( $v$ ), número de passes da ferramenta ( $N$ ), material e diâmetro da ferramenta. Quando executado no torno, a peça é fixada à placa da máquina-ferramenta e gira em torno do próprio eixo, enquanto a ferramenta realiza os demais movimentos. A Figura 3.4 apresenta a configuração de uma operação de roleteamento, onde nota-se a aplicação de  $F_n$  e de  $f_{dr}$  sobre a superfície do material, que contribuem para a redução da rugosidade ( $R_a$ ) e para a indução de tensões residuais de compressão na superfície imediata e na subsuperfície da peça. Essas características são conseguidas a partir da deformação plástica superficial imposta pelo roleteamento.

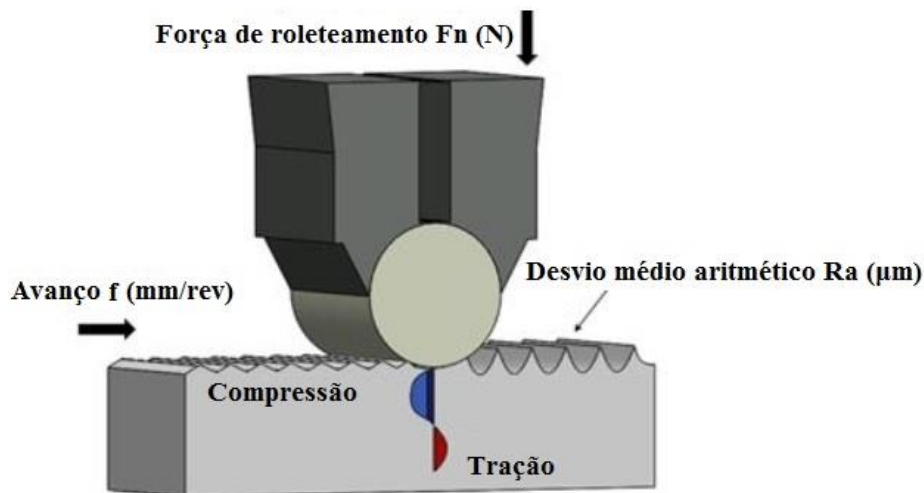


Figura 3.4: Configuração do roleteamento  
Fonte: autor (2020).

De acordo com Rodríguez *et al.*, (2012), o roleteamento pode ser aplicado a superfícies cilíndricas, planas, cônicas, perfiladas e até em superfícies com mudanças acentuadas em algumas seções. A principal restrição do roleteamento é quanto à posição da ferramenta em relação ao eixo da peça. A fim de evitar colisões laterais entre a ferramenta e a peça, o ângulo entre a normal à superfície da peça e o eixo da ferramenta deve estar entre  $\pm 28^\circ$ . Dentro desta faixa, a pressão de roleteamento se mantém constante; entretanto, o uso de valores fora desta faixa de inclinação poderá resultar em danos tanto para a ferramenta como para a peça de trabalho devido ao contato entre o suporte da ferramenta e a peça. Por isso, recomenda-se o uso de máquinas-ferramentas de múltiplos eixos para o roleteamento de peças de geometrias complexas (RODRÍGUEZ *et al.*, 2012).

Quanto à estabilidade, Lopez de Lacalle, Muñoa & Sánchez (2005) citam os dois métodos de acionamento da ferramenta de roleteamento utilizados na indústria: acionamento por mola e acionamento hidrostático. O acionamento por mola tem como principal desvantagem a variação da carga exercida sobre a superfície durante o deslocamento da mola que, por sua vez, dependerá da dureza do material. Por outro lado, no acionamento hidrostático, a pressão, exercida pela esfera sobre a superfície, mantém-se constante durante o processo, há um baixo coeficiente de atrito entre a ferramenta e a peça devido ao filme hidrostático formado na interface desses elementos e, finalmente, o fluido contribui para a lubrificação da ferramenta e da peça.

O acionamento hidrostático é mostrado esquematicamente na Figura 3.5. A esfera, contida no interior da gaiola de proteção, é envolvida por um fluido que, quando acionado, exerce uma força sobre a esfera que, por sua vez, a transfere para a superfície

do componente (PRIYADARSINI *et al.*, 2019). A esfera está em contato apenas com a superfície a ser roleteada e é livre para girar em qualquer direção. Segundo os autores, danos superficiais causados pelo deslizamento da ferramenta durante o roleteamento com acionamento por mola são praticamente eliminados. Percebe-se na Figura 3.5 que a esfera está contida no interior da gaiola (suporte da ferramenta) e completamente envolvida pelo fluido que, além de transferir a pressão da bomba para a esfera, também impede que esta permaneça em contato sólido com as paredes da gaiola. Esta dinâmica auxilia na lubrificação da peça durante a operação e aumenta a vida em serviço da esfera devido à redução da sua taxa de desgaste. A Figura 3.5 apresenta também o avanço da ferramenta e as tensões residuais de compressão e tração induzidas na subsuperfície após a operação.

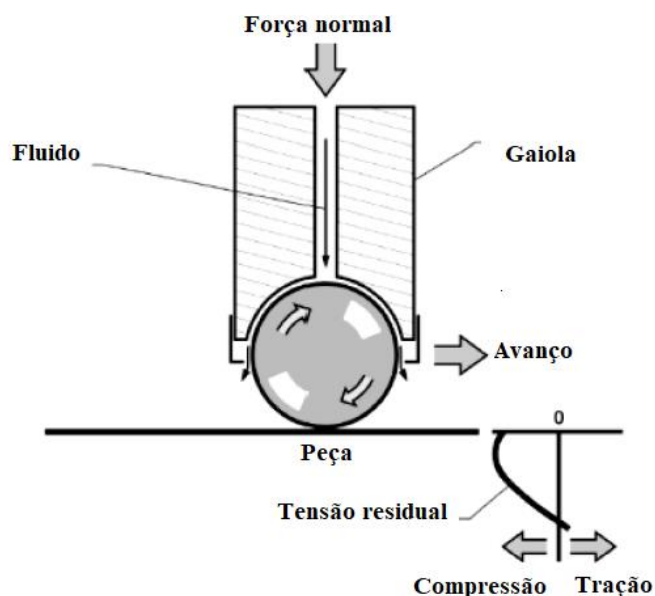


Figura 3.5: Roleteamento com acionamento hidrostático  
 Fonte: adaptado de Prabhu, Kulkarni & Sharma (2010).

Com relação à efetividade do processo, para que ocorra deformação plástica, a força aplicada pela ferramenta deve superar o limite de escoamento do material da peça (MURTHY & KOTIVEERACHARI, 1981; GHARBI *et al.*, 2015). Dessa forma, a composição química do material, o tratamento térmico utilizado bem como o seu estado metalúrgico são fatores que podem interferir na efetividade da força de roleteamento em deformar plasticamente a superfície, visto que são fatores capazes de modificar o limite de escoamento do material (TRAVIESO-RODRIGUEZ *et al.*, 2015; MAGALHÃES *et al.*, 2016). Bouzid, Tsoumarev & Sai (2004) explicam que, uma vez efetivado o processo de deformação plástica, dá-se início ao fluxo do material dos picos para os vales, suavizando a superfície do componente.

Klocke & Liermann (1998) salientam que quanto menor o diâmetro da esfera, maior será a força de roleteamento para uma mesma pressão, como prevê a Equação de Hertz (Equação 3.1), onde  $P_0$  é a pressão de roleteamento,  $F_n$  é a força normal,  $E_{eq}$  é o módulo de elasticidade equivalente dos dois materiais,  $r_{eq}$  é o raio equivalente dos materiais e  $\nu$  é o coeficiente de Poisson. O módulo de elasticidade equivalente ( $E_{eq}$ ) e o raio equivalente ( $r_{eq}$ ) são obtidos por meio das Equações (3.2) e (3.3), respectivamente.

$$P_0 = \frac{1}{\pi} * \sqrt[3]{\frac{1,5 * F_n * E_{eq}^2}{r_{eq}^2 * (1 - \nu^2)^2}} \quad (3.1)$$

Onde,

$$E_{eq} = \frac{2 * E_1 * E_2}{E_1 + E_2} \quad (3.2)$$

$$r_{eq} = \frac{r_1 + r_2}{r_1 * r_2} \quad (3.3)$$

Schulze (2006) afirma que, de acordo com a Equação de Hertz, a máxima dureza obtida a partir da deformação plástica superficial imposta pelo roleteamento é observada na subsuperfície, onde as tensões de Hertz atingem seu máximo, e não na superfície da peça. Apesar da máxima dureza ser verificada abaixo da superfície, há um aumento tanto da dureza quanto do limite de escoamento da camada mais externa do material em virtude da redução do tamanho dos grãos superficiais.

Por meio de uma análise metalográfica dos efeitos do roleteamento sobre o aço inoxidável AISI 304, Altenberger *et al.* (1999) verificaram a formação de uma microestrutura complexa na região superficial, com o refino de grãos e transformação de fases a partir da formação de martensita. Como resultado, o melhor acabamento do componente após o roleteamento, traduzido em termos de baixa rugosidade e elevada dureza superficial conseguidas por meio das alterações microestruturais, afetam positivamente o desempenho da peça fabricada, contribuindo para a diminuição das taxas de nucleação e propagação das trincas de fadiga mecânica (ALTENBERGER *et al.*, 1999; JUIJERM & ALTENBERGER, 2007).

Avilés *et al.* (2013) analisaram a influência do roleteamento sobre a vida em fadiga mecânica do aço AISI 1045 normalizado. Os pesquisadores roletearam a metade dos corpos de prova com os seguintes parâmetros:  $P = 10$  MPa,  $v = 75$  m/min e  $f_{dr} = 0,05$  mm/rev. Após o roleteamento, o desvio médio aritmético do material usinado ( $R_a = 0,68$   $\mu\text{m}$ ) foi reduzido para  $R_a = 0,12$   $\mu\text{m}$ , enquanto a dureza superficial foi elevada em 25% do seu valor original (AVILÉS *et al.*, 2013). Segundo os pesquisadores, o aperfeiçoamento dessas características superficiais, somado à redução do tamanho dos grãos próximos à superfície e à indução de tensão residual de compressão favoreceu o aumento da resistência à fadiga mecânica. A Figura 3.6 apresenta a curva S-N, que relaciona a amplitude da tensão cíclica ao número de ciclos até a fratura das condições analisadas: roleteada, polida e usinada. Nota-se que houve um aumento considerável do limite de resistência à fadiga mecânica no regime de alto ciclo ( $>10^6$  ciclos) do aço roleteado em comparação às condições usinada e polida devido às características superficiais e subsuperficiais obtidas a partir do roleteamento.

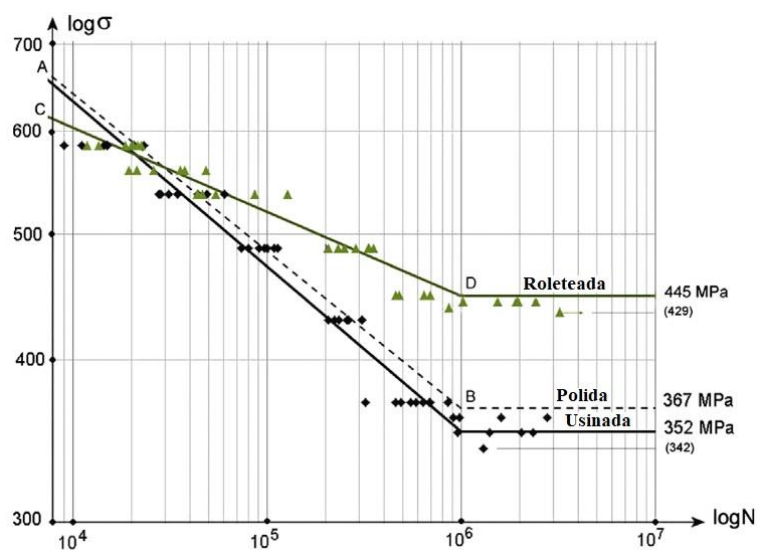


Figura 3.6: Curva S-N do aço AISI 1045 normalizado para as condições roleteado, polido e usinado  
Fonte: adaptado de Avilés *et al.* (2013).

Priyadarsini *et al.* (2019) investigaram diversas técnicas de tratamento mecânico de superfícies, observando que, dentre todos os parâmetros estudados, a rugosidade e a dureza superficial do componente destacam-se como os mais investigados, especialmente por trazerem grandes benefícios, como o incremento tanto da resistência ao desgaste quanto da resistência à corrosão da peça.

### 3.2 Integridade superficial após o roleteamento

Nesta seção serão apresentadas e discutidas a influência da pressão de roleteamento e do avanço da ferramenta sobre duas características de grande relevância para um componente metálico: a rugosidade e a dureza superficial. Essas duas características foram escolhidas para serem analisadas por contribuírem, significativamente, para a alteração de propriedades, tais como a taxa de desgaste, a taxa de corrosão e a resistência à fadiga mecânica da peça. Por sua vez, a pressão e o avanço foram escolhidos como parâmetros a serem investigados em virtude da sua elevada influência sobre as diversas características superficiais.

#### 3.2.1 Influência da pressão de roleteamento sobre a rugosidade

A relação entre pressão/força de roleteamento e rugosidade é abordada por Loh & Tam (1993), ao destacarem as três componentes da força de roleteamento: normal, tangencial e ortogonal. Utilizando um dinamômetro durante o roleteamento do aço ferramenta ASSAB XW-5, observou-se que a força normal é a de maior intensidade, seguida da força tangencial e, por fim, pela força ortogonal (LOH & TAM, 1993). Os pesquisadores salientam a importância das componentes normal e tangencial. Enquanto a primeira é diretamente responsável pela deformação plástica dos picos de aspereza, a componente tangencial se encarrega de deslocar os picos para dentro dos vales, melhorando o acabamento superficial (LOH & TAM, 1993; TADIC *et al.*, 2013).

El-Khabeery & El-Axir (2001) desenvolveram modelos matemáticos correlacionando três parâmetros de roleteamento (pressão, velocidade e número de passes) com a rugosidade da liga de alumínio 6061-T6. Neste caso, notou-se uma redução da rugosidade com aumento da pressão de roleteamento e empregando-se uma velocidade de roleteamento intermediária (EL-KHABEERY & EL-AXIR, 2001). Segundo os pesquisadores, a máxima pressão somada a baixas velocidades de roleteamento garante tanto uma maior ação de deformação plástica da superfície pela ferramenta quanto um fluxo de material mais regular. Por outro lado, altas velocidades de roleteamento resultam em uma deterioração da rugosidade devido à instabilidade da ferramenta sobre a superfície da peça (EL-KHABEERY & EL-AXIR, 2001).

Ao estudar a influência do roleteamento sobre a integridade superficial de moldes e matrizes em aço ferramenta, Lopez de Lacalle, Munõa & Sánchez (2005)

constatarem a redução da rugosidade a partir do aumento da pressão de roleteamento. Além disso, para um melhor acabamento em termos de rugosidade, a direção de avanço da ferramenta de roleteamento deve ser perpendicular à direção de avanço do fresamento prévio (LOPEZ DE LACALLE, MUÑO A & SÁNCHEZ, 2005). Sartkulvanich *et al.* (2007) também verificaram a redução da rugosidade do aço rolamento AISI 52100 por meio do aumento da pressão de roleteamento de 32 a 40 MPa, sem que a pressão máxima acarretasse qualquer defeito na peça. Al-Qawabeha (2007) notou que o aumento da pressão de roleteamento levou a uma diminuição do desvio médio aritmético ( $R_a$ ) de aços com baixo, médio e alto teor de carbono para toda a faixa de forças analisada (40-259 N). El-Tayeb, Low & Brevern (2007) também perceberam a redução da rugosidade da liga de alumínio 6061 a partir do aumento da força de roleteamento (de 155 a 280 N). Entretanto, segundo os autores, somente acima de 220 N foi atingida uma rugosidade abaixo da rugosidade inicial do material usinado.

Embora esses resultados sugiram a redução da rugosidade a partir do aumento da pressão/força de roleteamento, essa tendência nem sempre é observada, dependendo principalmente da combinação com outros parâmetros, faixa de valores investigada e material da peça (LOH & TAM, 1988). Gharbi *et al.* (2011), por exemplo, analisaram a influência de três parâmetros de roleteamento (força, avanço e velocidade de rotação) sobre a rugosidade do aço AISI 1010. Fixando o avanço em 0,26 mm/rev e variando a força de roleteamento para cinco valores diferentes de velocidade de rotação (67, 151, 235, 319 e 403 rpm), os pesquisadores notaram o aumento da rugosidade com o aumento da força de roleteamento em todo intervalo analisado (de 200 a 600 N) e para todas as velocidades. A combinação de elevadas forças com altas velocidades de roleteamento pode resultar em fraturas por cisalhamento na subsuperfície do material, levando ao surgimento de trincas superficiais (GHARBI *et al.* 2011). Já Rodríguez *et al.* (2012) variaram a pressão de 10 a 25 MPa durante o roleteamento do aço AISI 1045, obtendo a menor rugosidade ao usarem o menor valor de pressão. Apesar de ter sido observado o aumento da rugosidade com a elevação da pressão de roleteamento, essa variação foi mínima, com os demais valores de pressão de roleteamento conferindo rugosidades abaixo da rugosidade obtida pela operação prévia de usinagem. A influência da pressão e do avanço sobre a rugosidade do aço AISI 1045 é mostrada na Figura 3.7, onde nota-se uma redução acentuada da rugosidade do material roleteado em relação à condição apenas torneada. Embora todas as condições de roleteamento tenham possibilitado a obtenção de

superfícies de baixa rugosidade, o menor valor de  $R_a$  foi encontrado usando a pressão mais baixa e o menor avanço de roleteamento (RODRÍGUEZ *et al.*, 2012).

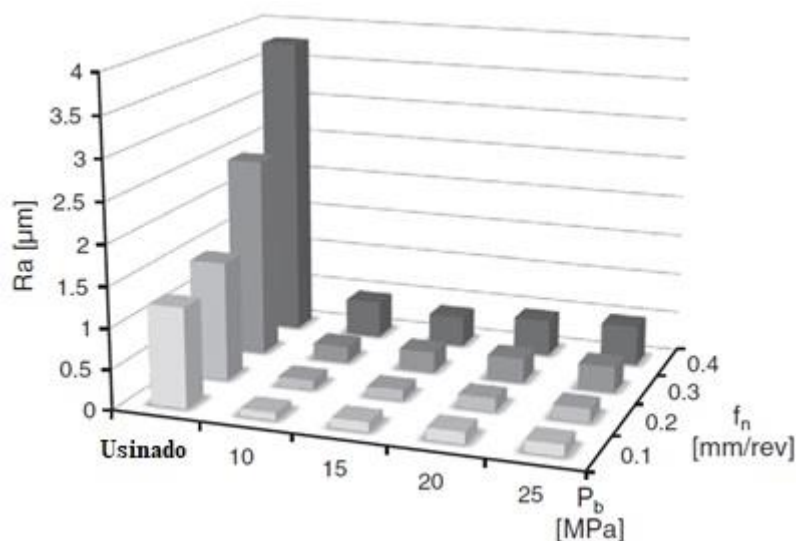


Figura 3.7: Influência da pressão sobre a rugosidade do aço AISI 1045  
Fonte: adaptado de Rodríguez *et al.* (2012).

Uma explicação mais criteriosa acerca da relação entre pressão/força de roleteamento e rugosidade é dada por Loh & Tam (1988), segundo a qual à medida que a pressão de roleteamento aumenta, há uma redução da rugosidade até determinado valor; porém, a partir desse ponto, qualquer aumento da pressão/força de roleteamento implicará na deterioração da rugosidade devido ao encruamento excessivo. A pressão/força de roleteamento capaz de conferir a menor rugosidade para determinado material é denominada pressão ótima de roleteamento e o seu valor dependerá de fatores como: material da peça, velocidade de roleteamento, avanço, diâmetro da esfera de roleteamento e acabamento superficial prévio (LOH & TAM, 1988). Este padrão foi detectado ao perceberem que a força ótima de roleteamento capaz de conferir a menor rugosidade para o aço ferramenta ASSAB XW-5 encontrava-se no intervalo de 430 a 560 N para a força normal e de 55 a 80 N para a força tangencial. O uso de forças normal e tangencial fora da faixa recomendada tende a aumentar a rugosidade da peça, seja pela deformação plástica insuficiente ou devido ao encruamento excessivo (LOH & TAM, 1993). Da mesma forma, Hassan (1997) notou a existência de uma força ótima de roleteamento ao comparar o desempenho do roleteamento com esfera ao roleteamento com rolete sobre a rugosidade de alumínio e latão. Para o autor, a rugosidade diminui com o aumento da força de roleteamento até um ponto mínimo; a partir desse ponto, o incremento da força

resulta em um aumento da rugosidade. Para forças de roleteamento acima do valor ótimo, o elevado grau de deformação plástica favorecerá o surgimento de escamas e trincas superficiais devido ao encruamento excessivo. Com relação à geometria da ferramenta, o roleteamento com esfera foi superior ao roleteamento com rolete em termos de redução de rugosidade para a mesma força aplicada (HASSAN, 1997). Segundo o autor, a menor área de contato entre a esfera e a superfície permite uma penetração mais eficiente do que o rolete, acarretando uma deformação plástica mais efetiva dos picos de rugosidade.

Nesta mesma linha, El-Axir (2000) estudou os efeitos do roleteamento sobre a rugosidade do aço St-37. De acordo com os resultados, para a faixa de valores de força de roleteamento (de 50 a 450 N), a maior redução da rugosidade foi conseguida no intervalo de 250 a 350 N. Avaliando a interação desse parâmetro com o avanço, o número de passes e a velocidade de roleteamento, observou-se uma deterioração da rugosidade ao elevar, concomitantemente, a força e os demais parâmetros mencionados (EL-AXIR, 2000). Némat e Lyons (2000) também relataram a existência de uma força ótima de roleteamento ao analisarem os efeitos desse parâmetro sobre o acabamento de um aço carbono (0,3% C) e de uma liga de alumínio. Para o aço carbono, a força capaz de conferir a menor rugosidade foi 280 N, enquanto 50 N foi a força ótima de roleteamento para a liga de alumínio, com ambos os materiais analisados no intervalo de 10 a 500 N. Os pesquisadores atribuem o aumento da rugosidade às protuberâncias formadas à frente da ferramenta que tendem a aumentar de volume com a elevação da deformação plástica. Quanto aos diferentes pontos ótimos para o aço carbono e a liga de alumínio, a explicação encontra-se nas diferentes propriedades mecânicas, tais como limite de escoamento e dureza (NÉMAT & LYONS, 2000; MAGALHÃES *et al.* 2016).

Hamadache *et al.* (2006) compararam o desempenho do roleteamento com esfera com o roleteamento com rolete sobre a rugosidade do aço Rb40 (equivalente ao aço AISI 1335) e sua influência sobre a resistência ao desgaste do material. Os autores concluíram que, embora o roleteamento com rolete tenha se mostrado superior ao roleteamento com esfera em termos de redução de rugosidade, este último permitiu uma melhora de cerca de 70% do valor de  $R_a$  em comparação ao material apenas torneado. Os resultados apontaram para a redução da rugosidade a partir da elevação da força no intervalo de 50 a 150 N. Com o subsequente incremento da força de roleteamento – de 150 a 200 N – houve um aumento da rugosidade do material em função do surgimento de trincas decorrentes do elevado encruamento superficial (HAMADACHE *et al.* 2006). Yeldose & Ramamoorthy (2008) também observaram a existência de um valor ótimo para

a força de roleteamento sobre a rugosidade do aço AISI 4340. Variando a força de roleteamento de 100 a 500 N, os autores verificaram uma redução da rugosidade no intervalo de 0 a 200 N e, em seguida, o aumento dessa resposta para forças de roleteamento superiores a 200 N. Em um estudo subsequente, Gharbi *et al.* (2015) avaliaram os efeitos da variação da força de roleteamento sobre a integridade superficial do aço AISI 1010. Mantendo constantes os valores ótimos de velocidade de rotação (235 rpm) e avanço (0,18 mm/rev), os pesquisadores notaram uma redução do desvio médio aritmético com o aumento da força até 300 N; acima deste ponto, porém, a elevação da força levou a uma deterioração do acabamento. O mesmo padrão foi percebido por Yuan *et al.* (2016) durante o roleteamento da liga de titânio TA2. Em vez de pressão ou força de roleteamento, os pesquisadores avaliaram o efeito da profundidade de penetração da ferramenta sobre a superfície do material. Variando a profundidade de penetração no intervalo de 0,02 a 0,06 mm, foi observado uma redução da rugosidade com o incremento da penetração da ferramenta até 0,05 mm, considerado o ponto ótimo. Acima de 0,05 mm, houve uma deterioração da qualidade da superfície devido ao excesso de deformação plástica imposta pela ferramenta (YUAN *et al.*, 2016). O aumento excessivo da força de roleteamento causa fraturas por cisalhamento na subsuperfície do material, dando origem a escamas superficiais (YELDOSE & RAMAMOORTHY, 2008; YUAN *et al.*, 2016).

Abrão *et al.* (2014a) estudaram os efeitos do roleteamento sobre a integridade superficial de um aço alto carbono AISI 1060 após o tratamento de recozimento completo e perceberam uma melhora da qualidade superficial (redução da rugosidade). As marcas de avanço deixadas na superfície após o torneamento foram suavizadas com o uso da menor pressão de roleteamento (50 bar). Entretanto, acima de 50 bar, especialmente com o uso de 200 bar de pressão e três passes da ferramenta, houve uma piora da qualidade superficial devido ao aumento do fluxo plástico e lascamento. Em um trabalho posterior, Abrão *et al.* (2014b) utilizaram o mesmo material, desta vez submetido ao tratamento térmico de têmpera e revenimento a fim de analisar a influência do roleteamento sobre diferentes microestruturas do aço. Para a faixa de valores de pressão de roleteamento utilizada (de 200 a 300 bar), a menor rugosidade foi conseguida com o uso da menor pressão (200 bar) e um passe da ferramenta. Apesar de a menor rugosidade ter sido obtida com o uso da menor pressão, o aumento desse parâmetro de 200 para 300 bar também não foi suficiente para acarretar defeitos superficiais como lascamento e trincas, sugerindo que a pressão de 300 bar está abaixo do valor crítico para o aço AISI 1060 nesta condição. Os resultados obtidos para rugosidade após o roleteamento do aço AISI

1060 são mostrados na Figura 3.8, onde observa-se consideráveis reduções dos valores de  $R_a$  (abaixo de  $< 0,3 \mu\text{m}$ ) e de  $R_t$  para todas as condições de roleteamento.

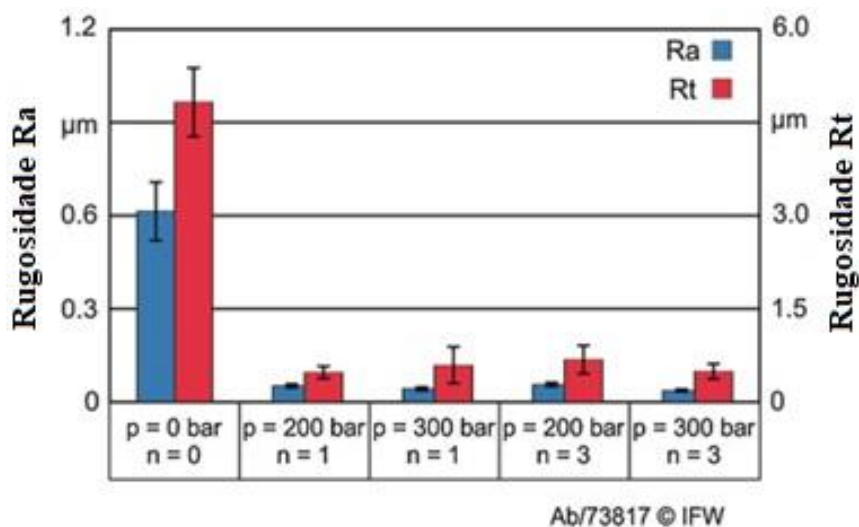


Figura 3.8: Influência da pressão de roleteamento sobre os parâmetros  $R_a$  e  $R_t$  do aço AISI 1060 temperado e revenido  
 Fonte: adaptado de Abrão *et al.* (2014b).

Okada *et al.* (2015) propuseram o uso de uma ferramenta de roleteamento com uma configuração alternativa, por meio da inclinação do eixo do elemento rolante em relação ao eixo da peça. A intenção dos autores foi permitir que a ferramenta desempenhasse, simultaneamente, os movimentos de rolamento e deslizamento sobre a superfície e avaliar a sua eficácia no aperfeiçoamento da qualidade superficial da liga de alumínio ASTM 2017 e do aço carbono ASTM 1055. Juntamente com a configuração alternativa, os pesquisadores estudaram os efeitos da força de roleteamento sobre a rugosidade. Foi observado um melhor desempenho da ferramenta inclinada a um ângulo de  $45^\circ$  em relação às demais configurações analisadas –  $0^\circ$  (roleteamento convencional),  $30^\circ$  e  $60^\circ$  –, bem como a redução da rugosidade com o aumento da força para a faixa de valores de 45 a 240 N. Utilizando a ferramenta inclinada a um ângulo de  $45^\circ$  em relação ao eixo da peça e elevando a força de roleteamento de 45 a 120 N, os pesquisadores observaram uma redução drástica de  $R_a$ . Entretanto, para o intervalo de 120 a 240 N, a redução da rugosidade foi pouco significativa devido ao aumento da resistência à deformação adquirida pelos materiais em virtude do aumento do encruamento da superfície. Outro fator que diminui a capacidade de deformação plástica da superfície é a redução da pressão de contato entre o elemento rolante e a superfície em decorrência da deformação elástica e/ou plástica de ambos os materiais.

Magalhães *et al.* (2016) investigaram experimental e analiticamente a influência dos parâmetros de roleteamento sobre a rugosidade do aço AISI 1060 sob três diferentes condições: recozimento completo, recozimento subcrítico e temperado e revenido. Os autores perceberam uma forte relação entre o limite de escoamento e a efetividade do roleteamento na redução da rugosidade. Para o aço submetido ao recozimento completo, a menor rugosidade foi conseguida utilizando a menor pressão de roleteamento (50 MPa) no intervalo analisado (de 50 a 200 MPa). Em função da menor dureza e resistência mecânica do aço AISI 1060 na condição de recozimento completo (menor limite de escoamento e resistência à tração), o aumento da pressão, no intervalo analisado, favorece o aumento da rugosidade em virtude do fluxo plástico na superfície. Por outro lado, as rugosidades mais baixas para as condições de recozimento subcrítico e temperado e revenido foram conseguidas com as pressões intermediárias (200 bar) e máximas (300 bar), respectivamente. Essa tendência sugere que quanto maior o limite de escoamento do material, mais elevada deverá ser a pressão de roleteamento a fim de reduzir a rugosidade.

### 3.2.2 Influência do avanço de roleteamento sobre a rugosidade

Hassan e Al-Wahhab (1998) analisaram a influência do avanço de roleteamento sobre a integridade superficial das ligas de alumínio e cobre e constataram a diminuição da rugosidade a partir da redução daquele parâmetro. Para os autores, à medida que a ferramenta de roleteamento realiza sua trajetória sobre a superfície da peça, exercendo a pressão e assumindo o avanço predefinidos, esta pressionará as protuberâncias dos picos para o interior dos vales suavizando a superfície do componente por meio de deformação plástica. O grau de deformação plástica, por sua vez, será tanto mais alto quanto mais baixo for o avanço selecionado, isso porque a diminuição do avanço acarreta uma sobreposição das marcas da ferramenta sobre determinado ponto, favorecendo uma deformação plástica mais efetiva das asperezas. Yu & Wang (1999) também estudaram a relação entre o avanço e a rugosidade de uma liga de alumínio. Os pesquisadores observaram o aumento do desvio médio aritmético ( $R_a$ ) com o aumento do avanço em toda a faixa analisada (0,01 – 0,13 mm/rev). Além disso, os autores analisaram a influência da posição da ferramenta na redução da rugosidade e observaram que para um avanço de roleteamento igual ao avanço de torneamento, o roleteamento será mais efetivo na deformação plástica dos picos de rugosidade quando a ferramenta estiver

posicionada sobre um pico de rugosidade, isto é, em uma posição heterostática. Os pesquisadores fizeram uso de um microscópio óptico para posicionarem a ferramenta e observaram uma redução de  $R_a$  de 0,5 para 0,026  $\mu\text{m}$  usando o avanço mais baixo.

El-Axir (2000) avaliou os efeitos do avanço de roleteamento sobre a rugosidade do aço St-37 para diferentes valores de velocidade, número de passes e força de roleteamento. O autor concluiu que o aumento do avanço de roleteamento prejudicou o acabamento. Némat & Lyons (2000) obtiveram resultados semelhantes após o roleteamento de um aço carbono (0,3% C) e de uma liga de alumínio. Para ambos os materiais, o aumento do avanço resultou na elevação da rugosidade, sendo 0,1 mm/rev considerado o valor ótimo para o avanço dentre os valores da faixa analisada (de 0,05 a 0,44 mm/rev). O avanço de roleteamento gera marcas na superfície, conseqüentemente, avanços mais altos favorecem o aumento da distância entre a linha de centro de duas marcas consecutivas, as quais podem ser muito longas em relação à área de contato entre a ferramenta e a superfície, comprometendo a qualidade superficial. Assim, recomenda-se o uso de avanços mais baixos do que o largura da área de contato entre ferramenta e peça; em outras palavras, a sobreposição das marcas de avanço (*overlapping*) deve ser respeitada (NÉMAT & LYONS, 2000; HAMADACHE *et al.* 2006).

Luca, Ventzel & Marinescu (2005) investigaram a influência do roleteamento sobre o acabamento de um aço endurecido (59 HRC) e observaram uma redução do  $R_a$  ao reduzirem o avanço de roleteamento. Além disso, quanto menor a rugosidade prévia, melhor será o acabamento conferido pelo roleteamento em termos de redução de rugosidade. Yeldose & Ramamoorthy (2008) também notaram uma redução da rugosidade do aço AISI 4340 com a diminuição do avanço de roleteamento em toda a faixa de valores estudada (0,028 - 0,08 mm/rev). A mesma tendência foi verificada por Klocke, Backer & Wegner (2009) ao variarem a sobreposição da ferramenta em 30, 60 e 80 % durante o roleteamento da liga de níquel IN718. O aumento do percentual de sobreposição (redução do avanço) levou a uma diminuição da rugosidade do material. A Figura 3.9 ilustra a relação entre o avanço da ferramenta e o fator de sobreposição ( $u$ ), sugerindo que a redução do avanço acarreta o aumento da sobreposição das marcas da ferramenta sobre um determinado ponto da superfície. Os parâmetros  $f$ ,  $P$  e  $r_k$  referem-se, respectivamente, ao avanço da ferramenta, à pressão de roleteamento e ao raio de contato entre a ferramenta e a peça (DENKENA *et al.*, 2018).

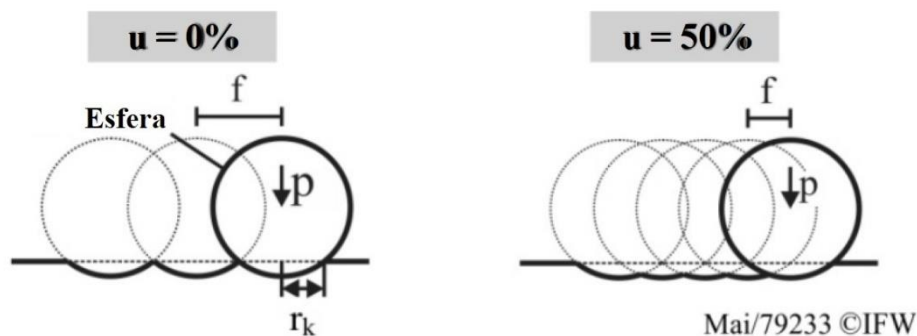


Figura 3.9: Ilustração do fator de sobreposição ( $u$ )  
 Fonte: adaptado de Denkena *et al.* (2018).

O raio de contato  $r_k$  pode ser obtido por meio da Equação (3.4) de Hertz, assumindo o contato entre duas esferas.

$$r_k = \sqrt[3]{\frac{3 \cdot (1 - \nu^2) \cdot r \cdot F_w}{2 \cdot E}} \quad (3.4)$$

Onde  $\nu$  é o coeficiente de Poisson da peça,  $F_w$  é a força normal aplicada pela ferramenta sobre a superfície e  $r$  e  $E$  são, respectivamente, o raio e o módulo de elasticidade equivalentes da ferramenta e da peça (KLOCKE & LIERMANN, 1998).

Para uma superfície de revolução, o fator de sobreposição ( $u$ ) pode ser calculado com base na Equação (3.5), utilizando o valor de  $r_k$  obtido a partir da Equação (3.4).

$$u = 1 - \frac{f}{2 \cdot r_k} \quad (3.5)$$

A seleção do avanço de roleteamento deve se basear também no avanço utilizado na operação de usinagem anterior. Ao selecionar, no roleteamento, o mesmo avanço usado para usinar a peça, a redução da rugosidade ficará comprometida, pois o movimento da ferramenta de roleteamento ocorrerá paralelamente às marcas de avanço de usinagem, inviabilizando uma deformação plástica efetiva (KLOCKE & LIERMANN 1995). Essa mesma explicação foi apresentada por Sartkulvanich *et al.* (2007) ao pesquisarem, de forma experimental e numérica, a influência do roleteamento sobre a integridade superficial do aço AISI 52100 endurecido (58-60 HRC). Segundo os autores, utilizar o mesmo avanço de torneamento para roletear o material mostra-se não apenas

ineficiente na redução da rugosidade, mas pode também resultar no aumento dessa resposta. Isso porque ao selecionar um avanço igual ou superior àquele do torneamento, o movimento da ferramenta de roleteamento será paralelo aos sulcos das marcas de avanço e a ferramenta poderá exercer a pressão sobre o vale em vez do pico de rugosidade, deteriorando a qualidade superficial (SARTKULVANICH *et al.*, 2007). Embora todas as combinações de pressão de roleteamento e avanço usadas no trabalho tenham resultado em uma rugosidade inferior à rugosidade inicial do aço torneado ( $R_a = 0,75 \mu\text{m}$ ), valores de  $R_a$  cada vez mais baixos foram obtidos a partir do decremento do avanço e mantendo-se a pressão constante em 40 MPa.

Rodríguez *et al.* (2012) estudaram a influência dos parâmetros de torneamento e de roleteamento sobre o acabamento do aço ABNT 1045. Segundo os pesquisadores, quanto menor a rugosidade inicial (após o torneamento), melhor será o resultado final, independentemente do avanço de roleteamento. Entretanto, para um avanço qualquer utilizado no torneamento, a redução do avanço de roleteamento favorece a diminuição da rugosidade. Por outro lado, Tadic *et al.* (2013) notaram pouca relevância da rugosidade inicial da liga de alumínio EN AW-6082 sobre a sua qualidade superficial após o roleteamento. Os autores avaliaram tanto a rigidez da ferramenta de roleteamento, como a influência do avanço sobre a qualidade superficial para diversas rugosidades iniciais. Utilizando a ferramenta com maior coeficiente de rigidez (maior estabilidade), força de roleteamento de 42 N e o menor avanço (0,1 mm/rev) dentro da faixa avaliada (de 0,1 a 0,3 mm/rev), foi obtido um valor de  $R_a$  igual a 0,062  $\mu\text{m}$ , que é 16 vezes menor do que a rugosidade inicial ( $R_a = 0,99 \mu\text{m}$ ), (TADIC *et al.*, 2013). Embora a redução do avanço permita obter uma superfície com melhor acabamento, valores muito baixos podem acarretar a diminuição da produtividade, visto que o tempo de fabricação do componente será mais longo (OKADA *et al.*, 2015). A esse respeito, Klocke, Backer & Wegner (2009) e Chomienne *et al.* (2016), chamam a atenção para a necessidade de se ater às expectativas do projeto para que seja possível alcançar o aprimoramento da integridade superficial sem comprometer a produtividade dos componentes fabricados.

Neste sentido, Travieso-Rodríguez *et al.* (2015) recomendam o uso do avanço mais elevado possível a fim de reduzir o tempo de processamento do aço G10380 com o uso da ferramenta por eles desenvolvida. Os pesquisadores criaram uma ferramenta de roleteamento assistido por vibração (*vibration assisted ball burnishing* - VABB), cujo funcionamento depende de uma bobina responsável por induzir um campo magnético na ferramenta. A elevada frequência vibracional da ferramenta é transmitida para a

superfície do material, permitindo alcançar, mais facilmente, os resultados obtidos por meio do roleteamento convencional. Segundo Travieso-Rodriguez *et al.* (2015), foi observado um desempenho superior da ferramenta VABB em relação à ferramenta convencional, porém, a variação do avanço mostrou-se pouco influente sobre a rugosidade. Por outro lado, Okada *et al.* (2015) observaram a redução da rugosidade de uma liga de alumínio ASTM 2017 e de um aço carbono 1055 a partir da diminuição do avanço. Os pesquisadores inclinaram a ferramenta a um ângulo de  $45^\circ$  em relação ao eixo da peça com o intuito de promover tanto o movimento de rolamento como o de deslizamento. Mantendo constantes a força e a velocidade de roleteamento, a inclinação da ferramenta ( $\alpha = 45^\circ$ ) somada à redução do avanço de roleteamento proporcionou a redução da rugosidade dos materiais em todo o intervalo analisado (de 0,25 a 1,0 mm/rev) como mostra a Figura 3.10. Entretanto, os autores explicam que a redução exagerada do avanço pode comprometer a qualidade superficial do material porque representam o aumento do número de passes da ferramenta sobre um determinado ponto, além de reduzir a produtividade da operação, como já mencionado.

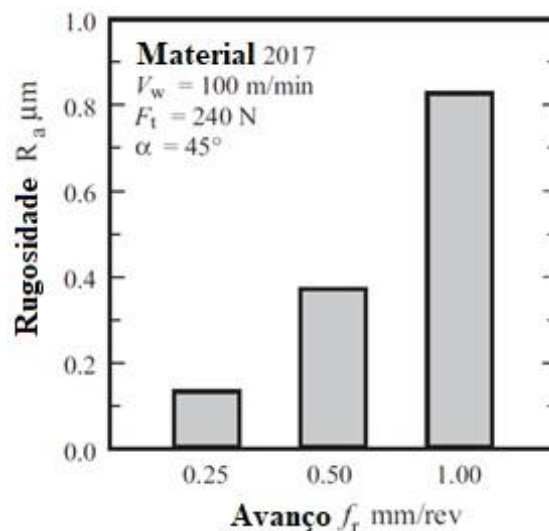


Figura 3.10: Influência do avanço de roleteamento sobre a rugosidade  
Fonte: adaptado de Okada *et al.* (2015).

De maneira analítica, a influência do avanço sobre a rugosidade pode ser explicada a partir da sobreposição da ferramenta na superfície, isto é, a distância entre indentações sucessivas da ferramenta. Bouzid, Tsumarev & Sai (2004) consideram as indentações da ferramenta sobre a superfície da peça como trajetórias sucessivas ou sucessivos pontos de contato. Assim, ao reduzir o avanço de roleteamento, haverá uma diminuição da distância entre os sucessivos pontos de contato, bem como da altura do

ponto de intersecção de duas trajetórias sucessivas da ferramenta ( $h$ ). Essa relação é apresentada na Figura 3.11.

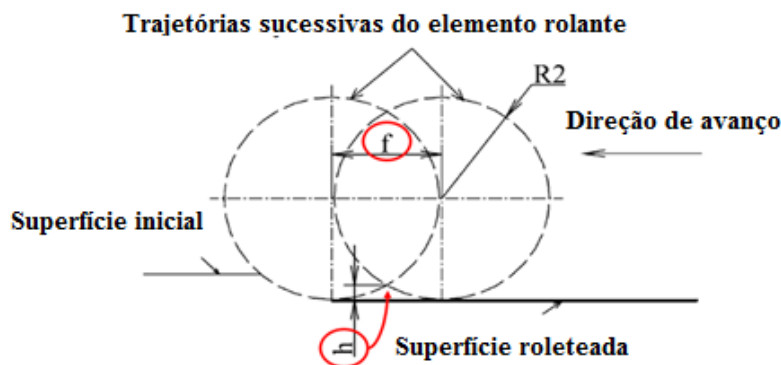


Figura 3.11: Relação analítica entre o avanço e a rugosidade  
Fonte: adaptado de Bouzid, Tsoumarev & Sai (2004).

O valor de  $h$  pode ser calculado a partir da Equação (3.6).

$$h(\mu m) = \frac{125f^2}{R_2} \quad (3.6)$$

Onde  $f$  é o avanço da ferramenta e  $R_2$  é raio da esfera de roleteamento.

Utilizando-se da Equação de Hertz, Bouzid, Tsoumarev & Sai (2004) propuseram um modelo analítico para determinar a rugosidade após o roleteamento com base no avanço da ferramenta. A altura total do perfil ( $R_t$ ) pode ser definida em função da altura das irregularidades após o roleteamento ( $h$ ), da altura total do perfil antes do roleteamento ( $R_{ti}$ ) e do deslocamento normal de material ( $\delta$ ) gerado pelo processo de deformação plástica da superfície. De acordo com o modelo, à medida que o avanço diminui,  $h$  também diminuirá, o que, por sua vez permitirá uma deformação plástica mais efetiva dos picos de rugosidade, tornando-os mais achatados. Entretanto, além das asperezas superficiais, a rugosidade também é afetada pelo fluxo de material. Portanto, para uma pressão de roleteamento constante, o fluxo plástico ou deslocamento normal de material ( $\delta$ ) na superfície será constante; dessa forma, para uma pressão constante, quanto mais baixo o avanço, menores serão os picos de rugosidade em relação ao deslocamento normal de material na superfície como mostra a Figura 3.12. (BOUZID, TSOUMAREV & SAI, 2004). Com base nesse modelo, o cálculo de  $R_t$  é dado pela Equação (3.7).

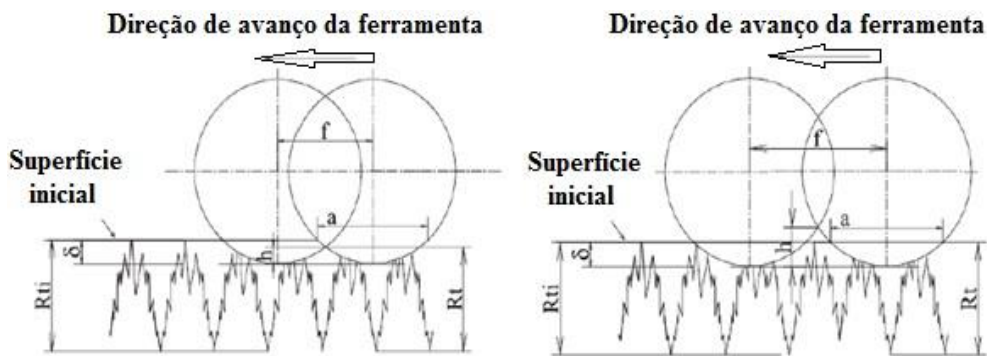


Figura 3.12: Comparação entre um avanço baixo ( $h < \delta$ ) e um avanço alto ( $h > \delta$ )  
 Fonte: adaptado de Bouzid, Tsoumarev & Sai (2004).

$$R_t = R_{ti} - \delta + h \quad (3.7)$$

Dessa forma, o incremento do avanço resulta em um aumento tanto da distância entre as trajetórias sucessivas da ferramenta como da altura do ponto de intersecção entre essas trajetórias ( $h$ ). O efeito disso é a diminuição da efetividade do roleteamento na redução da rugosidade, já que um maior valor de  $h$  dificulta a deformação plástica de um grande número de picos de rugosidade.

Apesar de grande parte das pesquisas que analisam a relação entre avanço de roleteamento e rugosidade destacarem a tendência de redução dessa resposta a partir da diminuição do avanço, isso não constitui um fato. Segundo Loh & Tam (1988), tal como a pressão de roleteamento, o avanço possui um valor ótimo capaz de fornecer a menor rugosidade dentro de uma faixa de valores. Assim como a pressão, o avanço ótimo de roleteamento dependerá de fatores como a força de roleteamento, a velocidade, o diâmetro da esfera, o material da peça, entre outros (LOH & TAM, 1988). Em geral, avanços mais baixos permitem uma maior deformação dos picos de irregularidade, resultando em uma redução mais significativa da rugosidade. Entretanto, um avanço excessivamente baixo tende a deteriorar a superfície devido ao elevado encruamento do material. A profundidade da camada afetada bem como o grau de encruamento em um ponto infinitesimal é maior para avanços mais baixos, pois aumenta a possibilidade de a ferramenta deformar o mesmo ponto repetidas vezes (LOH & TAM, 1988; OKADA *et al.* 2015).

Gharbi *et al.* (2011) desenvolveram uma ferramenta especial para o roleteamento de superfícies planas. A fim de obter uma superfície com baixa rugosidade e elevada dureza para o aço AISI 1010, os autores utilizaram a metodologia de superfície

de resposta para definir os valores ótimos de cada parâmetro de entrada. Fixando a força de roleteamento em 400 N e variando o avanço para diferentes faixas de velocidades, observou-se o aumento da rugosidade com a elevação do avanço em todo o intervalo analisado (de 0,1 a 0,42 mm/rev) para as três velocidades de rotação mais baixas (67, 151 e 235 rpm). Para as demais velocidades (319 e 403 rpm), o incremento do avanço resultou na diminuição da rugosidade do aço AISI 1010 (GHARBI *et al.*, 2011). Outros a observarem um ponto de inflexão da rugosidade com o aumento do avanço foram John *et al.* (2016) que, a partir da modelagem e análise numéricas da operação de roleteamento do aço ferramenta AISI D3, notaram um comportamento variável da rugosidade com o avanço, ou seja, com o aumento desse parâmetro no intervalo de 0,05 a 0,1 mm/rev houve uma redução da rugosidade. Em seguida, no intervalo de 0,1 a 0,15 mm/rev, o incremento do avanço levou a um aumento da rugosidade. Finalmente, a rugosidade voltou a apresentar tendência de queda com a elevação do avanço na faixa de 0,15 a 0,2 mm/rev (JOHN *et al.*, 2016). Entretanto, independentemente do avanço utilizado, todos os valores de rugosidade obtidos após o roleteamento foram inferiores à rugosidade inicial, após o torneamento, com o roleteamento permitindo melhorar em 86,2% a qualidade superficial do aço.

### 3.2.3 Influência da pressão de roleteamento sobre a dureza

Loh & Tam (1989) realizaram uma análise estatística dos efeitos dos parâmetros de roleteamento sobre a dureza superficial do aço AISI 1045. Dentre os parâmetros investigados (material da esfera, lubrificação, avanço e pressão de roleteamento), a análise de variância (ANOVA) dos resultados apontou a pressão de roleteamento como o fator mais significativo. Dessa forma, mantidos todos os demais parâmetros constantes, o aumento da pressão de roleteamento implica no incremento das forças normal e tangencial que, conseqüentemente, causarão o aumento do encruamento responsável pela elevação da dureza superficial do componente.

Comparando a influência do roleteamento com esfera ao roleteamento com rolete sobre a integridade das ligas de alumínio e latão, Hassan (1997) percebeu o aumento da dureza superficial dos materiais a partir da elevação da força de roleteamento em toda a faixa analisada. O mesmo efeito foi verificado por El-Axir (2000), que notou um aumento significativo da dureza do aço St-37 por meio da elevação da força de roleteamento em todo o intervalo testado (de 50 a 450 N). O incremento da força de

roleteamento permite uma maior penetração do elemento rolante sobre a superfície, promovendo uma deformação plástica de maior magnitude. Essa maior deformação plástica favorece tanto o aumento da dureza superficial quanto a indução de tensão residual de compressão (HASSAN, 1997).

Ao investigar a influência da pressão e da velocidade de roleteamento sobre a integridade superficial da liga de alumínio 6061-T6, El-Khabeery & El-Axir (2001) perceberam um aumento da dureza superficial com o incremento da pressão de roleteamento. O aumento da dureza foi atribuído a uma maior deformação plástica que, como resultado, leva a um maior encruamento do material.

Lopez De Lacalle, Munõa & Sánchez (2005) fresaram e roletearam moldes para injeção e matrizes de estampagem e, em seguida, avaliaram a qualidade superficial dessas peças. Os materiais utilizados na confecção das matrizes de estampagem foram o ferro fundido nodular GGG70, nas condições normalizado (29 HRC) e temperado (62 HRC), e o aço ferramenta AISI D3 (63 HRC). Após o roleteamento, foi verificado o aumento da dureza do ferro fundido normalizado de 29 para 39 HRC, do ferro fundido temperado de 62 para 65 HRC e do aço ferramenta de 63 para 66 HRC quando a pressão de roleteamento foi elevada de 10 para 20 MPa. Já Hamadache *et al.* (2006) verificaram um aumento de dureza do aço Rb40 (equivalente ao aço AISI 1335) em aproximadamente 10% quando a força de roleteamento foi elevada de 50 para 200 N. Também foi observado um aumento da resistência ao desgaste em decorrência da formação de uma camada superficial endurecida após o tratamento mecânico. Nesta mesma linha, El-Tayeb, Low & Brevern (2007) mostraram que a dureza superficial da liga de alumínio 6061 aumentou proporcionalmente à força de roleteamento, com a máxima força (280 N) permitindo um aumento de 15% da dureza. Forças de roleteamento mais altas possibilitam deformar camadas mais profundas, contribuindo para o aumento da dureza e induzindo tensões residuais de compressão nesta região (EL-TAYEB, LOW & BREVERN, 2007). Segundo os pesquisadores, o aumento da força de roleteamento favorece a indução de tensão residual de compressão de maior intensidade, bem como o aumento do encruamento da superfície. Finalmente, por meio de um ensaio tribológico de pino sobre disco, os autores observaram a redução do coeficiente de atrito com o aumento da força de roleteamento e correlacionaram esse resultado ao aumento da dureza superficial. Entretanto, esses mesmos testes indicaram um aumento da taxa de desgaste para as peças roleteadas devido ao excesso de encruamento favorecido pelo roleteamento.

Al-Qawabeha (2007) estudou a influência do roleteamento sobre a dureza de três aços: baixo, médio e alto teor de carbono. A elevação da pressão de roleteamento favoreceu o aumento da dureza em 62,8 %, 12,6 % e 10,5 % para o aço baixo, médio e alto teor de carbono, respectivamente. Gharbi *et al.* (2011) investigaram a integridade superficial do aço AISI 1010 após o roleteamento. Fixando o avanço em 0,26 mm/rev e variando a força de roleteamento para diversas velocidades, os autores perceberam o aumento da dureza com a elevação da força em toda a faixa analisada e para todas as velocidades. Para forças de roleteamento baixas, a variação da velocidade foi pouco significativa para a alteração da dureza. Entretanto, para a máxima força de roleteamento, a redução da velocidade mostrou-se muito influente sobre a elevação da dureza (dureza mais alta obtida com o uso da máxima força de 600 N e a menor velocidade de roleteamento de 67 rpm). Rodríguez *et al.* (2012) investigaram a influência dos parâmetros de torneamento e de roleteamento sobre a integridade superficial do aço ABNT 1045 e constataram o aumento da dureza superficial com o incremento da pressão. A deformação plástica produzida pelas elevadas pressões de roleteamento criam uma zona localizada de encruamento e deformação de grãos cuja espessura é proporcional à pressão aplicada. Para os autores, a deformação dos grãos superficiais ocorre na subsuperfície (20-30  $\mu\text{m}$ ), porém, o aumento da dureza devido à deformação plástica se estende para além de 300  $\mu\text{m}$  de profundidade. A Figura 3.13 apresenta a influência da pressão de roleteamento sobre a dureza do aço AISI 1045, onde nota-se um aumento da dureza superficial e subsuperficial com o uso de pressões mais elevadas, além de destacar o maior grau de deformação dos grãos superficiais.

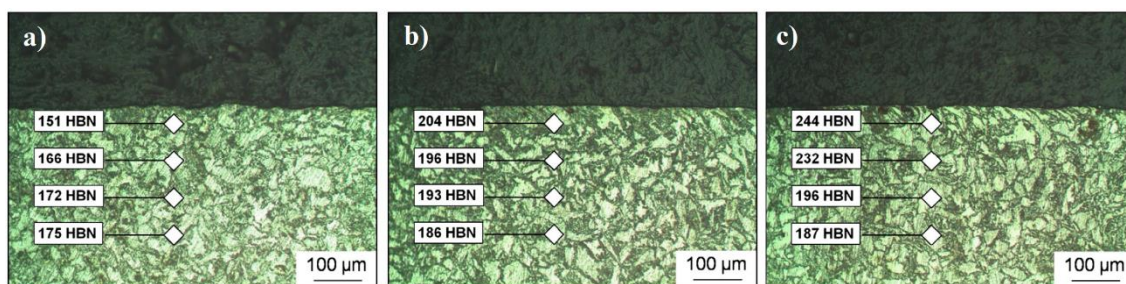


Figura 3.13: Influência da pressão de roleteamento sobre o perfil de dureza do aço AISI 1045: a) após torneamento, b) após roleteamento ( $P = 10 \text{ MPa}$ ), c) após roleteamento ( $P = 20 \text{ MPa}$ )

Fonte: Rodríguez *et al.* (2012).

Abrão *et al.* (2014a) investigaram a influência da pressão de roleteamento sobre a integridade superficial do aço AISI 1060 após o recozimento completo e constataram o aumento da dureza superficial com a elevação da pressão. O uso da máxima

pressão (200 bar) somado a três passes de roleteamento promoveu a elevação da dureza superficial e da espessura da camada encruada (ABRÃO *et al.*, 2014a). O aumento da dureza superficial foi atribuído à introdução de discordâncias adicionais devido ao encruamento. Em um segundo trabalho, Abrão *et al.* (2014b) realizaram o roleteamento do mesmo aço (AISI 1060), porém submetido ao tratamento térmico de têmpera e revenimento. A mesma tendência foi observada, ou seja, a dureza abaixo da superfície do aço roleteado foi superior à dureza do aço não tratado mecanicamente. Entretanto, os autores mostraram que a dureza do aço AISI 1060 temperado e revenido aumentou com a elevação da pressão, porém reduziu com o aumento do número de passes da ferramenta. Enquanto o incremento da pressão de roleteamento contribui para o aumento do número de discordâncias geradas a partir do encruamento, a elevação do número de passes da ferramenta leva a uma melhor distribuição dessas discordâncias, resultando em uma redução da dureza superficial.

Para melhor elucidar a relação entre os parâmetros de roleteamento e a integridade superficial de um aço com diferentes microestruturas, Abrão *et al.* (2014b) analisaram a influência dessa técnica sobre a dureza do aço AISI 1060 com três microestruturas distintas provenientes dos seguintes tratamentos térmicos: recozimento subcrítico, recozimento completo e têmpera e revenimento. Devido à necessidade da pressão de roleteamento ser superior ao limite de escoamento do material, os valores de pressão de roleteamento foram selecionados em conformidade com o limite de escoamento e a resistência mecânica resultante de cada tratamento térmico. Segundo os pesquisadores, o aumento da pressão de roleteamento e do número de passes da ferramenta contribuiu para o aumento da deformação dos grãos superficiais bem como da dureza superficial. Comparando o efeito do roleteamento sobre as três microestruturas usando a mesma pressão de roleteamento (200 bar), o aumento percentual da dureza foi maior para as microestruturas de menor resistência mecânica, sugerindo que a influência do roleteamento diminui à medida que a dureza do material aumenta.

Ao comparar as características superficiais do aço inoxidável 15-5PH após o torneamento e após o roleteamento, Chomienne *et al.* (2016) constataram uma forte influência do roleteamento sobre a dureza do aço. A partir dos resultados obtidos, os autores sugeriram que o torneamento permite encruar uma camada de 0,1 mm de profundidade, enquanto o roleteamento possibilita a obtenção de uma camada encruada três vezes mais profunda. A Figura 3.14 mostra o perfil de dureza do aço inoxidável 15-5PH após o torneamento e após o roleteamento. Percebe-se, na superfície, uma dureza

mais elevada para o material roleteado, comportamento que se estende até uma profundidade de 0,3 mm.

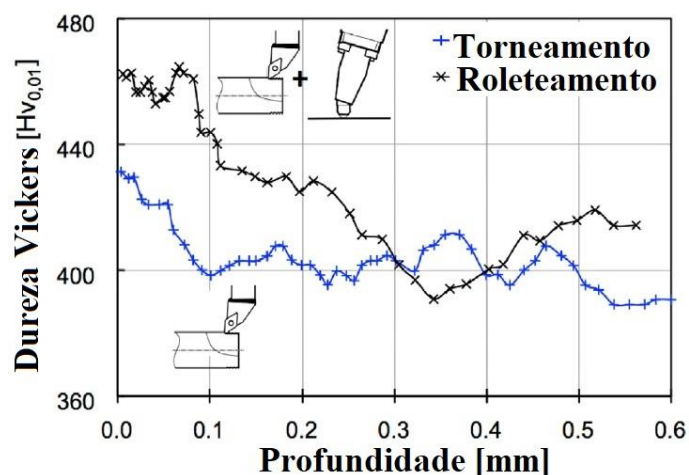


Figura 3.14: Influência do roleteamento e do torneamento sobre o perfil de dureza do aço inoxidável 15-5PH

Fonte: adaptado de Chomienne *et al.* (2016).

Rao *et al.* (2008) analisaram a influência do roleteamento sobre a dureza de um aço de alta resistência e baixa liga (*high-strength low alloy* - HSLA) e notaram a existência de uma força de roleteamento ótima capaz de conferir a maior dureza para aquela configuração específica. O aumento da força de roleteamento até 250 N favoreceu o aumento da dureza superficial do aço devido à deformação plástica imposta. Entretanto, acima de 250 N, a crescente deformação plástica resultou em um excesso de encruamento na superfície, ocasionando o surgimento de escamas e, como resultado, a diminuição da dureza. Resultados similares foram observados por Sayahi, Sghaier & Belhadjsalah (2013), que também notaram um ponto de inflexão da dureza com a elevação da pressão de roleteamento ao avaliarem a influência dessa operação sobre a liga Ti-6Al-7Nb. Com o aumento da pressão observa-se a elevação da dureza do material; porém, o aumento excessivo da deformação plástica pode contribuir para o surgimento de defeitos como lascas superficiais e microtrincas que tendem a reduzir a resistência à fadiga mecânica do componente.

Yuan *et al.* (2016) variaram a profundidade de penetração da ferramenta sobre a superfície do material (em vez da força ou pressão de roleteamento) e relacionaram esse parâmetro à dureza da liga de titânio TA2. Os resultados obtidos apontam o aumento da dureza do material com o incremento da profundidade de penetração até 0,03 mm; no intervalo de 0,03 a 0,05 mm, observou-se a redução da dureza com o aumento da

penetração da ferramenta e acima de 0,05 mm de penetração da ferramenta, a superfície novamente apresentou aumento de dureza. O aumento da dureza foi atribuído ao maior encruamento proporcionado pela deformação plástica e a redução da dureza, no intervalo de 0,03 a 0,05 mm de penetração da ferramenta, foi justificada pelo aumento de temperatura ocasionado pelo aumento da penetração da ferramenta.

John *et al.* (2016) investigaram a influência dos parâmetros de roleteamento sobre a integridade superficial do aço ferramenta AISI D3 e observaram a redução da dureza com a elevação da força de roleteamento no intervalo de 220 a 240 N. Entre 240 N e 260 N, os autores notaram o aumento da dureza com o incremento da força, para atingir a máxima dureza (389 HV) quando uma força de roleteamento de 260 N foi aplicada. Entre 260 e 300 N, a dureza apresentou comportamento decrescente com a elevação da força de roleteamento. Um aumento na força permite uma deformação plástica mais intensa e profunda, contribuindo para um elevado grau de encruamento, responsável pelo aumento da dureza do material (GHARBI *et al.* 2015). Por outro lado, acima de determinada força de roleteamento, haverá prejuízo para a integridade superficial em função do surgimento de trincas e escamas provocadas pelo excesso de encruamento (EL-AXIR, 2000; GHARBI *et al.* 2011).

Para Magalhães *et al.* (2016), a pressão ótima de roleteamento para cada material dependerá das suas propriedades mecânicas, mais especificamente sua dureza, limite de escoamento e resistência à tração. O aumento da recuperação do encruamento na superfície, quando pressões de roleteamento superiores ao limite de escoamento do material são impostas, favorece a diminuição da dureza com o aumento da pressão. Este comportamento foi observado ao avaliar a influência da pressão de roleteamento sobre a dureza do aço AISI 1060 tratado termicamente sob três condições (recozimento completo, recozimento subcrítico e temperado e revenido). Devido às propriedades mecânicas distintas em função das diferentes microestruturas obtidas após os tratamentos térmicos, o aumento da pressão para os aços recozidos levou, inicialmente, a um aumento da dureza e, então, ao seu declínio. Por outro lado, a dureza do aço AISI 1060 temperado e revenido apresentou comportamento crescente em todo intervalo analisado, com a máxima dureza sendo obtida com a máxima pressão (300 bar) e três passes da ferramenta.

### 3.2.4 Influência do avanço de roleteamento sobre a dureza

Némat & Lyons (2000) perceberam a redução da dureza de um aço carbono (0,3% C) e de uma liga de alumínio a partir do aumento do avanço em toda a faixa analisada (de 0,1 a 0,5 mm/rev). Por sua vez, Gharbi *et al.* (2011) constataram a redução da dureza superficial do aço AISI 1010 a partir do aumento do avanço de roleteamento. Ao manter a força de roleteamento constante (400 N) e variar o avanço para diversas velocidades de roleteamento, os pesquisadores verificaram a redução da dureza a partir do aumento do avanço para todas as combinações de avanço e velocidade. A maior dureza foi obtida combinando o menor avanço com a menor velocidade. Yuan *et al.* (2016) também notaram o aumento da dureza da liga de titânio TA2 com a redução da velocidade de avanço, com os maiores valores de dureza em torno de 260 HV quando este parâmetro foi variado no intervalo de 90 a 300 mm/min. A redução da velocidade de avanço, ou aumento da sobreposição, favoreceu o aumento da dureza dentro da faixa supracitada. Acima de 300 mm/min foi observada uma redução drástica da dureza em virtude da menor quantidade de deformação plástica superficial. A Figura 3.15 (YUAN *et al.*, 2016) apresenta a variação dos valores da dureza com o aumento da velocidade de avanço, onde é possível observar os valores mais elevados de dureza no intervalo de 90 a 300 mm/min e a significativa redução dessa resposta para valores da velocidade de avanço acima de 300 mm/min.

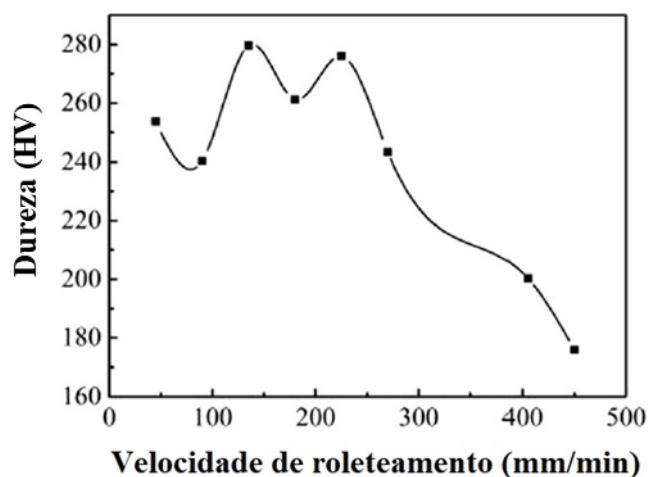


Figura 3.15: Influência da velocidade de avanço sobre a dureza da liga de titânio TA2  
Fonte: adaptado de Yuan *et al.* (2016).

Além da influência do avanço de roleteamento sobre a dureza do aço St-37, El-Axir (2000) também avaliou a interação entre o avanço e a velocidade sobre essa

resposta. A redução do avanço favoreceu o aumento da dureza superficial. Por outro lado, considerando especificamente a interação entre avanço e velocidade de roleteamento, o aumento do avanço, para baixas velocidades, também levou a um aumento da dureza, enquanto a elevação do avanço em altas velocidades resultou na diminuição da dureza (EL-AXIR, 2000). Loh & Tam (1989) explicam que avanços mais baixos favorecem uma deformação plástica localizada mais intensa, encruando mais a superfície e elevando a sua dureza. Entretanto, os pesquisadores notaram um comportamento inverso em seu trabalho, em que o aumento do avanço de roleteamento contribuiu para a elevação da dureza do aço AISI 1045. Os autores atribuíram esse fato ao aumento das forças normal e tangencial proporcionado pelo aumento do avanço. Assim, o aumento da dureza superficial devido ao aumento das forças normal e tangencial se sobrepõe à redução da dureza em função do aumento do avanço (LOH & TAM, 1989).

Resultados semelhantes foram observados por Rao *et al.* (2008) ao pesquisarem os efeitos do roleteamento sobre a dureza superficial e a resistência ao desgaste de um aço HSLA. Neste caso, a elevação do avanço de roleteamento de 0,024 até 0,085 mm/rev contribuiu para o aumento da dureza, com 0,085 mm/rev sendo considerado o avanço ótimo (RAO *et al.*, 2008). A explicação também se baseia no fato de o aumento das forças normal e tangencial a partir do aumento do avanço sobrepôr o menor grau de encruamento devido ao aumento desse parâmetro, resultando na elevação da dureza superficial. Acima do valor ótimo ocorreu o comportamento inverso e o menor grau de encruamento com a elevação do avanço passou a ser mais significativo, levando a uma redução da dureza.

John *et al.* (2016) verificaram uma variação da dureza após o roleteamento do aço ferramenta AISI D3 sob diferentes avanços. Segundo os autores, o incremento do avanço no intervalo de 0,05 mm/rev levou a um aumento da dureza. Já no intervalo de 0,1 a 0,15 mm/rev houve comportamento diferente, isto é, redução da dureza. Por fim, com a elevação do avanço na faixa de 0,15 a 0,2 mm/rev, a dureza foi novamente elevada, atingindo seu valor máximo (308 HV) para um avanço de roleteamento de 0,2 mm/rev.

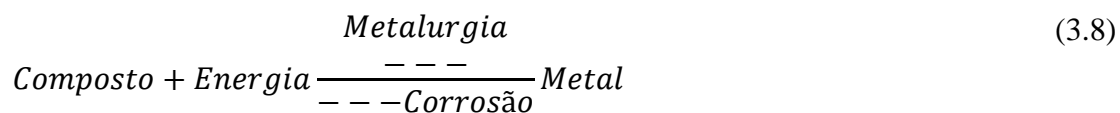
### 3.3 Corrosão dos metais

Durante sua vida em serviço, componentes metálicos usados em diversas aplicações, tais como usinas de energia, estruturas *offshore*, indústrias automotivas e aeroespaciais, estão sujeitos não apenas aos prejuízos decorrentes da exposição a carregamentos operacionais e ambientais repetitivos, mas também às ações corrosivas do meio (VISHNUVARDHAN *et al.*, 2019). Independentemente das condições operacionais, sejam elas condições normais ou extremas, os metais estarão expostos aos processos corrosivos que afetam negativamente a integridade superficial e a estrutura desses materiais, inviabilizando o seu uso (OREJUELA, RICÓN & OLAYA, 2014).

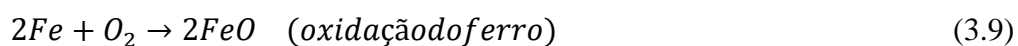
Segundo Gentil (2017), todo metal é passível de sofrer um processo corrosivo dependendo do meio em que se encontra. O autor argumenta que antes da seleção de determinado metal, seja realizado um estudo prévio do conjunto que engloba o material metálico, o meio corrosivo (eletrólito) e as condições operacionais a fim de se mitigar os prejuízos decorrentes da corrosão. Por sua vez, Prevéy & Cammett (2004) sugerem o uso de técnicas de tratamento mecânico de superfícies como método alternativo para a proteção de materiais metálicos utilizados em ambientes corrosivos em vez de alterar o meio ambiente (eletrólito), a composição química do material ou utilizar técnicas como a proteção catódica e/ou uso de tintas protetivas.

Com isso, as técnicas de tratamento mecânico de superfícies, dentre elas o roleteamento, surgem como uma opção na tentativa de alterar a resistência à corrosão de aços comuns, assegurando uma maior confiabilidade para esses componentes em ambientes agressivos, simplesmente pela melhora da integridade superficial e modificação da microestrutura da subsuperfície.

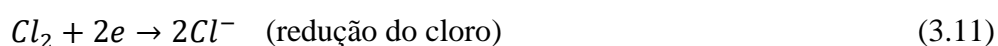
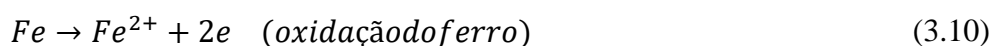
De acordo com Gentil (2017), em certas ocasiões, a corrosão pode ser considerada o inverso do processo metalúrgico: enquanto a metalurgia visa extrair o metal presente no minério por meio do dispêndio de energia – reação não espontânea –, o processo corrosivo, natural, oxida o metal levando-o ao seu estado de menor energia. Em outras palavras, é como se o metal voltasse à condição natural, na forma de minério. Segundo o autor, a ferrugem – produto da corrosão – é o  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  hidratado ( $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ), assemelhando-se muito ao minério de ferro, ou óxido de ferro, mais abundante na natureza, a hematita ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) (GENTIL, 2017). A Equação (3.8) apresenta esses conceitos de maneira esquemática.



Do ponto de vista eletroquímico, a corrosão envolve reações simultâneas de oxidação e redução, conhecidas como reações de oxirredução. Neste caso, essas reações podem ser entendidas em termos de oxigênio, elétrons e número de oxidação (NOX). Enquanto a oxidação é o ganho de oxigênio, a redução é a retirada de oxigênio de uma substância. Pode-se observar, por exemplo, a oxidação do ferro (Fe) ao reagir com o oxigênio (O<sub>2</sub>) formando o óxido de ferro FeO, por meio da reação apresentada na Equação 3.9. Esse tipo de oxidação é restrito a situações em que há a presença de oxigênio.



Em termos de elétrons, a oxidação é a perda de elétrons por uma espécie química, ao passo que a redução é o ganho de elétrons por uma espécie química. As Equações 3.10 e 3.11 apresentam o processo de oxidação do ferro (Fe) e a redução do cloro (Cl), respectivamente.



A transferência de elétrons altera completamente as propriedades das substâncias envolvidas. O ferro, por exemplo, ao perder elétrons, deixa de apresentar características típicas de um metal, enquanto o cloro, ao ganhar elétrons, perde seu comportamento como um gás altamente tóxico. Como resultado, formam-se os íons Fe<sup>2+</sup> e Cl<sup>-</sup> (cloreto), cujas propriedades são totalmente distintas das dos elementos originais (GENTIL, 2017).

Dessa forma, para que haja corrosão, duas substâncias devem reagir quimicamente: um agente oxidante (que sofre redução) e um agente redutor (que sofre oxidação). Assim, como o agente redutor (espécie que sofre corrosão) é a substância que perde elétrons, é possível inferir que o fluxo seja do agente redutor para o agente oxidante (GENTIL, 2017). O entendimento dessa dinâmica eletroquímica entre diferentes espécies

químicas permite inferir qual substância será corroída e qual será reduzida a partir de suas respectivas configurações eletrônicas.

Os metais, no estado elementar, geralmente possuem de 1 a 3 elétrons de valência e, naturalmente, tendem a perder esses elétrons quando reagem, sendo oxidados e agindo como agentes redutores (GENTIL, 2017). As Equações (3.10) e (3.11) apresentaram o processo de oxidação do ferro e de redução do cloro, onde nota-se que o ferro perde dois elétrons e se transforma no íon  $Fe^{2+}$  (oxidação), enquanto o cloro recebe dois elétrons se transformando em  $2Cl^-$  (redução).

É possível escrever a equação iônica geral de oxidação dos metais da seguinte forma (EQUAÇÃO 3.12):



Onde M é um metal qualquer (agente redutor) e n é o número de elétrons cedidos pelo metal ao se transformar em íon.

Nesse sentido, Hernández-Espejel *et al.* (2010) sugerem que é preciso ter cuidado ao utilizar materiais metálicos (agentes redutores) em contato com espécies químicas oxidantes – oxigênio, cloro, enxofre e água – a fim de evitar um processo de oxirredução que culminará na corrosão do metal. Em se tratando de aços carbono, a corrosão desses materiais em meio aquoso é facilitada pela presença de íons como  $Cl^-$ ,  $Br^-$  ou  $I^-$ , os quais catalisam a dissolução do ferro. Como exemplo, as espécies químicas formadas a partir da associação entre os íons  $Cl^-$  e o Fe, adsorvidas na superfície do aço, tanto podem induzir a formação de óxidos e sulfetos de ferro de natureza porosa, como possibilitar a corrosão localizada do aço, com ambas as situações permitindo uma maior difusão de espécies agressivas para o interior do material, agravando a sua corrosão (HERNÁNDEZ-ESPEJEL *et al.*, 2010). De acordo com Xu *et al.* (2020), uma superfície caracterizada por regiões heterogêneas, isto é, com a presença de poros, microtrincas e defeitos na camada passiva, está mais sujeita a ser penetrada por moléculas de água, oxigênio, íons de cloro e, como resultado, sofre ataque corrosivo localizado.

Quanto à porosidade da camada de óxido formada na superfície, Orejuela, Rincón & Olaya (2014) ressaltam que o índice de porosidade de uma superfície traz informações quanto à capacidade da camada superficial em isolar o substrato do contato direto com o eletrólito e, dessa forma, minimizar os possíveis efeitos corrosivos decorrentes dessa interação. Os autores analisaram a resistência à corrosão de

revestimentos de nióbio produzidos na superfície do aço AISI 1045 por meio da técnica de deposição por difusão termorreativa e constataram que, embora num primeiro momento tenha sido observado o aumento da resistência à corrosão do substrato do aço AISI 1045 revestido devido à formação de uma camada de óxido protetora ( $\text{Nb}_2\text{O}_5$ ), com o passar do tempo houve uma redução da resistência à corrosão desse aço em virtude do aumento da porosidade dos revestimentos – independentemente da concentração de Nb – submetidos à solução eletrolítica de NaCl a 3,0% em peso em água. Para períodos mais longos de imersão na solução eletrolítica, mais poros foram observados nos revestimentos devido à ação dos íons de cloro, que penetraram mais profundamente com o tempo (OREJUELA, RINCÓN & OLAYA, 2014). Outro ponto fundamental para a redução da resistência à corrosão do aço AISI 1045 revestido, após 24 horas imerso no eletrólito, foi a elevada rugosidade na interface entre o revestimento e o substrato do aço, que favorece a formação de poros e defeitos na camada de óxido, resultando em um processo de corrosão galvânica.

Yin & Li (2005) abordaram a técnica do efeito fotoelétrico (*electron work function* - EWF) para avaliar a resistência à corrosão de um metal, pois esta técnica permite mensurar a energia mínima necessária para remover um elétron do substrato de um metal para sua superfície com energia cinética igual a zero. Os autores estudaram a resistência à corrosão do aço AISI 1045 em solução eletrolítica contendo 3,5% de NaCl sob três condições diferentes: aço com recozimento pleno, fraturado pelo ensaio de impacto (Charpy) e fraturado por flexão lenta. Os dados apontaram a superfície do aço AISI 1045 recozido pleno como a de maior resistência à corrosão por apresentar maior EWF (4.6-4.7 eV), seguido da superfície do aço submetido ao ensaio de impacto (EWF = 4.4-4.6 eV) e, por fim, a superfície do aço fraturado por flexão lenta (EWF = 4.1-4.3 eV). A redução da resistência à corrosão foi associada ao aumento do número de discordâncias, pois estas tornam os elétrons mais ativos, aumentando a força eletromotriz necessária para as reações eletroquímicas. Qaban *et al.* (2020) também argumentam que uma superfície metálica deformada plasticamente pode apresentar menor resistência à corrosão em virtude do refinamento de grãos superficiais, que resulta no aumento de sítios ativos nos contornos de grãos durante a corrosão. Assim, é possível que um material submetido a um processo de deformação plástica intensa tenda a ter uma maior densidade de discordâncias e grãos superficiais mais refinados, o que pode contribuir para uma alta taxa de corrosão (YIN & LI, 2005).

Por outro lado, Saldaña-Robles *et al.* (2018) afirmam que a melhora da qualidade superficial de um componente metálico, em termos de redução de rugosidade e aumento de dureza superficial, contribui para o aumento da resistência à corrosão do material. Após determinar os parâmetros ótimos para o roleteamento do aço AISI 1045, os quais possibilitaram a redução da rugosidade do material de 83% em relação ao aço apenas torneado ( $R_a = 3,51$  para  $R_a = 0,61 \mu\text{m}$ ) e o aumento da dureza de 14% (de 202 para 236 HB), os pesquisadores realizaram análises de polarização e espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS) e observaram o aumento da resistência à corrosão do material roleteado. Após testes de corrosão, o material apenas torneado apresentou uma densidade de corrente de corrosão ( $i_{\text{cor}}$ ) de  $13,99 \mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$ , ao passo que a transferência de carga do material roleteado foi de  $1,15 \mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$ , indicando um aumento de 12 vezes da resistência à corrosão após tratamento mecânico. A Figura 3.16 mostra a redução da transferência de carga na interface da superfície roleteada em relação à superfície torneada, em que a redução da corrente de corrosão indica uma maior resistência à corrosão da superfície deformada plasticamente pelo roleteamento, a qual possibilita uma proteção mais efetiva do aço AISI 1045 contra o ataque de íons  $\text{Cl}^-$ .

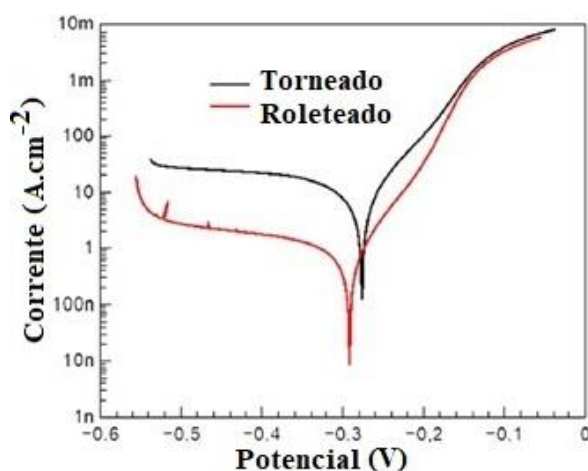


Figura 3.16: Curvas de polarização do aço AISI 1045 torneado e roleteado  
Fonte: adaptado de Saldaña-Robles *et al.* (2018).

### 3.3.1 Formas de corrosão

Segundo McCafferty (2010), há duas formas principais de corrosão: corrosão uniforme e corrosão localizada. O pesquisador explica que a corrosão uniforme ocorre quando toda a superfície do metal é igualmente atacada, sem que determinada região seja mais ou menos corroída do que o restante da superfície, levando a uma perda progressiva

da espessura do componente até que este falhe. Por outro lado, a corrosão localizada caracteriza-se por um ataque pontual da superfície do metal devido a existência de áreas anódicas e catódicas localizadas, sendo a corrosão limitada a regiões bem específicas do material. Gentil (2011) explica que, no caso da corrosão localizada, a degradação do material ocorre em regiões pontuais, levando à formação de pites, que são cavidades que apresentam o fundo em forma angulosa e profundidade maior do que o diâmetro. É possível ainda destacar outros tipos de corrosão localizada, tais como a corrosão alveolar e a corrosão sob tensão fraturante, como mostra a Figura 3.17 (MCCAFFERTY, 2010).

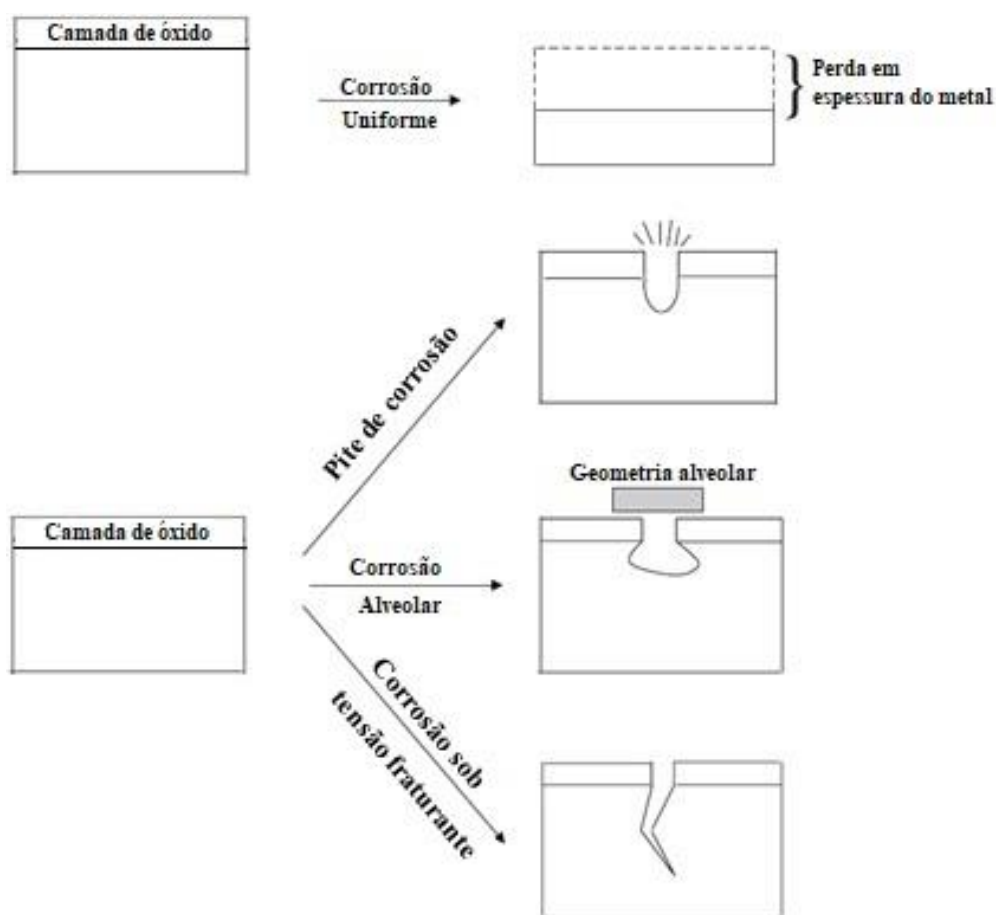


Figura 3.17: Formas de corrosão  
Fonte: adaptado de McCafferty (2010).

Além das formas de corrosão anteriormente citadas, há ainda outros tipos, como a corrosão galvânica, corrosão intergranular, corrosão seletiva (dezincificação e corrosão grafítica) e corrosão por erosão.

A corrosão galvânica ocorre quando dois metais diferentes estão em contato, mecânico ou elétrico, em um mesmo eletrólito. Segundo Gentil (2017), quando dois metais diferentes entram em contato, haverá a formação de uma pilha eletroquímica e

aquele que possuir maior potencial de eletrodo funcionará como anodo, cedendo elétrons e sendo preferencialmente corroído.

Já a corrosão intergranular é verificada em regiões específicas de determinado metal ou liga, seja no contorno do grão ou em uma região adjacente (MCCAFFERTY, 2010). McCafferty (2010) descreve a sensitização do aço inoxidável AISI 304 aquecido a uma temperatura na faixa de 425-790 °C e então resfriado, como uma forma de corrosão intergranular. O autor explica que durante a sensitização, o carbono se difunde para os contornos de grãos do material, ligando-se ao cromo para formar carboneto de cromo ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ), resultando em uma diminuição de cromo nos contornos de grãos ou em suas adjacências. A diminuição de cromo para valores inferiores à 12% (requerido para um aço inoxidável) facilita a corrosão localizada deste material, em ambientes aquosos, na forma de corrosão intergranular.

A corrosão seletiva caracteriza-se pela remoção preferencial de um determinado elemento de uma liga, seja a remoção do zinco presente em ligas de cobre-zinco (latões), ou a remoção preferencial do ferro presente no ferro fundido cinzento restando, neste caso, a grafite intacta (GENTIL 2017; MCCAFFERTY, 2010). Por sua vez, a corrosão por erosão é causada pela ação mecânica do movimento do eletrólito contra a superfície do material analisado.

Embora as formas de corrosão sejam classificadas separadamente, é possível que mais de um mecanismo de corrosão esteja atuando em determinado material, levando-o a mais de uma forma de corrosão. A esse respeito, Li *et al.* (2020) analisaram um tipo específico de corrosão intergranular (*intergranular corrosion* - IGC) que ocorre devido à formação de microcélulas galvânicas entre as fases nobres mais catódicas e as zonas livres de precipitado ao longo dos contornos de grãos. O processo se inicia no contorno dos grãos e se estende para o interior do material. Durante o estudo, chapas da liga de Al-Mg-Si foram submetidas aos processos de extrusão a quente e, em seguida, laminação a frio. Os resultados obtidos sugeriram que a orientação dos grãos bem como o seu tamanho teve grande influência sobre a resistência à corrosão intergranular. Neste caso, a resistência à corrosão intergranular da liga de Al-Mg-Si aumentou a partir de uma maior orientação dos grãos, menor fração de grãos de alto ângulo ou por meio do refino desses grãos.

### 3.3.2 Influência dos pites de corrosão sobre a resistência à fadiga

A corrosão por pites, mais especificamente, pode resultar da exposição de um metal a uma atmosfera ou solução salina devido à quebra da camada passiva por íons de cloro ( $\text{Cl}^-$ ), estando a profundidade dos pites de corrosão e o seu correspondente fator de intensidade de concentração de tensão atrelados ao tempo de exposição ao meio corrosivo e a temperatura (PREVÉY *et al.*, 2006; MCCAFFERTY, 2010). Prevéy & Cammet (2001) analisaram a superfície da liga de alumínio 7075-T6 após 100 e 500 horas em uma solução salina e observaram a formação de pites cuja profundidade variou de 0,13 a 0,25 mm. Apesar de o tipo e a profundidade dos pites não terem sido significativamente afetados pelo tempo de exposição ao eletrólito (100 ou 500 horas), uma maior densidade de pites por área foi observada para a condição de 500 horas.

McCafferty (2010) explica que existem diversas razões para classificar os pites de corrosão como uma das mais danosas formas de corrosão. O pite leva a uma perfuração localizada do componente, enquanto o restante do material permanece inalterado, e estas perfurações servem como sítios para a iniciação de corrosão intergranular, a qual é classificada como um tipo de corrosão catastrófica. Além disso, todos os metais passivos estão sujeitos à corrosão por pites, cuja presença é difícil de ser detectada se estes estiverem cobertos por produtos de corrosão.

Outro ponto destacado por McCafferty (2010) acerca dos pites de corrosão diz respeito à sua natureza autocatalítica. Uma vez que o pite de corrosão é iniciado em um ponto específico na superfície do material, a densidade de corrente elétrica localizada é muito elevada devido à pequena área do pite recém formado, o qual é circundado por uma camada passiva intacta de óxido. À medida que os pites crescem, seu volume aumenta, mas cátions metálicos mantêm-se aprisionados no interior dos pites e, em seguida, sofrem um processo de hidrólise, aumentando a acidez no interior dos pites (MCCAFFERTY, 2010). Finalmente, o acúmulo de íons  $\text{H}^+$  e cátions dentro do pite ativo provocam a migração de íons  $\text{Cl}^-$  para o interior do pite, a fim de manter a neutralidade de cargas no seu interior. Portanto, após a formação de um eletrólito ácido, altamente corrosivo, no interior do pite, as condições locais proporcionadas por este eletrólito serão suficientes para manter o crescimento dos pites de corrosão. A Figura 3.18 mostra de maneira esquemática o processo autocatalítico de crescimento dos pites de corrosão como descrito acima (MCCAFFERTY, 2010).

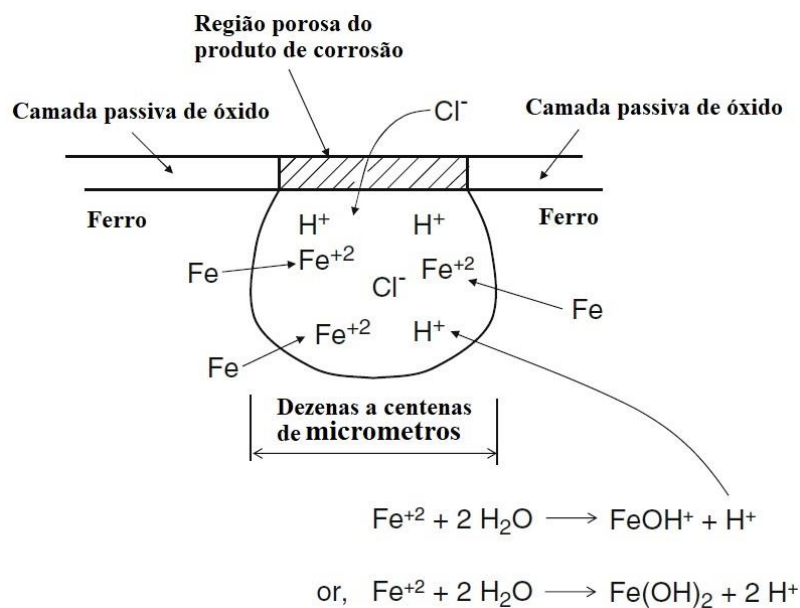


Figura 3.18: Mecanismo autocatalítico dos pites de corrosão  
 Fonte: adaptado de McCafferty (2010).

A gravidade dos pites de corrosão é reforçada por Madduri & Prakash (2010), os quais afirmam que, juntamente com as trincas superficiais, os pites de corrosão são as principais causas da fratura por corrosão. Ao submeter determinado material metálico a um ambiente corrosivo haverá a formação de uma camada de óxido protetora que impedirá o prosseguimento da corrosão para o interior do material. Entretanto, o carregamento cíclico ao qual o material é submetido contribui para a formação de trincas ou falhas na camada de óxido, expondo o substrato do material ao ambiente corrosivo e, conseqüentemente, resultando em uma corrosão localizada com formação de pites de corrosão. Estes, por sua vez, servirão como concentradores de tensão responsáveis por diminuir a vida em fadiga mecânica do material (MADDURI & PRAKASH, 2010). Os pites surgem na superfície do material no início da corrosão e, em seguida, começam a expandir e aumentar seu volume com o passar do tempo (QABAN *et al.*, 2020).

A tendência de um metal ou liga em sofrer um ataque localizado por pite é definida pelo seu potencial de pite ( $E_{\text{pite}}$ ). De acordo com McCafferty (2010), na ausência de íons de cloro ( $\text{Cl}^-$ ), o material metálico conserva sua passividade até o potencial de eletrodo da evolução do oxigênio, porém, na presença de  $\text{Cl}^-$ , a camada passiva sofre ataque localizado e a formação de pites de corrosão se inicia em um potencial bem definido, chamado potencial de pite. Dessa forma, o aumento da concentração de  $\text{Cl}^-$  reduz o potencial de pite ( $E_{\text{pite}}$ ) do material; entretanto, considerando materiais distintos em uma mesma concentração de íons de cloro, quanto mais positivo o  $E_{\text{pite}}$ , mais resistente

à corrosão será o metal ou a liga (MCCAFFERTY, 2010). Embora o potencial de pite seja um parâmetro importante na análise da resistência à corrosão por pites de um material, o autor salienta que outras métricas podem ser utilizadas para tal finalidade, dentre elas a densidade dos pites (número de pites por área) e a sua taxa de propagação; esta última permitindo, por exemplo, mensurar a profundidade dos pites.

Os pites de corrosão geralmente reduzem o limite de resistência à fadiga mecânica em aproximadamente 50% do valor da resistência do material não corroído, pois funcionam como locais de nucleação de trincas de fadiga (PREVÉY & CAMMET, 2001; PREVÉY *et al.*, 2006). Prevéy & Cammett (2004) explicam que os pites de corrosão se originam de um processo de corrosão intergranular, sendo a profundidade desses pites dependente do eletrólito (ambiente de serviço) e do tempo de exposição a esse meio corrosivo.

Após submeterem uma liga de alumínio 7075-T6 a um meio salino durante 500 h, a metade desses corpos de prova foi tratada pelo roleteamento e, em seguida, submetida ao ensaio de fadiga, que indicou uma resistência à fadiga mecânica do material roleteado e corroído semelhante à resistência à fadiga mecânica do material usinado e não corroído (PREVÉY & CAMMET, 2001). Segundo os autores, ao induzir tensões residuais compressivas de até 1,3 mm de profundidade na superfície do material corroído, o roleteamento previne o surgimento de trincas de fadiga mecânica nucleadas no interior de pites de corrosão, os quais apresentaram profundidade inferior à camada de tensão residual de compressão, permanecendo, assim, inativos.

A indução de tensão residual de compressão, como citado, tem sido destacada como um dos fatores principais no aumento da resistência à corrosão de metais tratados pelo roleteamento; entretanto, outras características superficiais conseguidas por meio de tratamentos mecânicos de superfícies têm sido cada vez mais investigadas e relacionadas à variação da resistência à corrosão desses materiais. Dentre essas características, destacam-se a rugosidade e a dureza superficial que, quando otimizadas, possibilitam um aumento da vida sob fadiga após a corrosão de materiais metálicos (SALDAÑA-ROBLES *et al.*, 2018). Além disso, embora a medição de tensões residuais induzidas esteja fora do escopo deste trabalho, a dureza é considerada uma forma indireta de verificar as tensões residuais e a maneira como estas se distribuem na subsuperfície do material, possibilitando especular a existência de tensões de compressão na superfície (LOPEZ DE LACALLE *et al.*, 2005).

### **3.4 Influência dos tratamentos de superfície sobre a resistência à corrosão dos aços**

Jayaraman & Prevéy (2003) afirmam que a corrosão é um processo químico/eletroquímico em que o metal é atacado por um líquido (geralmente aquoso) ou por gases ambientais, sendo necessária a utilização de métodos que reduzam esse processo de degradação. Segundo os autores, a maioria das técnicas utilizadas para proteger os metais contra a corrosão envolve modificação da composição química do metal base, do ambiente em que o metal se encontra (eletrólito) ou da interface entre o metal base e o meio. Quanto à relação entre o acabamento superficial do componente e o fenômeno natural da corrosão, acredita-se que as características iniciais da superfície são fatores que exercem influência não apenas na evolução do processo corrosivo, mas também na taxa de corrosão dos aços, o que torna imprescindível o uso de técnicas que favoreçam o aperfeiçoamento da integridade superficial (CHEN, HE & LU, 2020).

Prevéy, Jayaraman & Ravindranath (2003) perceberam uma forte influência do roleteamento sobre a vida em fadiga mecânica do aço inoxidável 17-PH corroído e entalhado. Os autores analisaram o limite de fadiga deste aço após tratamentos superficiais como o polimento, o jateamento de granalha e o roleteamento e constataram uma vida em fadiga mais longa para o aço 17-PH submetido ao roleteamento em virtude das tensões compressivas de elevadas intensidades e profundidades de penetração, bem como de um menor percentual de encruamento na camada superficial (percentual de encruamento inferior a 5%) o que previne o relaxamento das tensões compressivas em situações adversas. A elevada profundidade da tensão de compressão (cerca de 1 mm) é superior tanto à profundidade dos pites de corrosão originados na superfície quanto à profundidade do entalhe propositalmente inserido na amostra, o que contribui para uma maior resistência à fadiga mecânica sob corrosão deste material (PREVÉY, JAYARAMAN & RAVINDRANATH, 2003).

Em um trabalho subsequente, Jayaraman & Prevéy (2005) sugeriram que técnicas de tratamento mecânico de superfícies como o roleteamento proporcionam o aumento da resistência à fadiga sob corrosão de aços. Esses autores investigaram a resistência à fadiga sob corrosão do aço 300M, utilizado na indústria aeroespacial, sob três condições: não tratado, tratado pelo jateamento de granalha e roleteado. O roleteamento favoreceu o aumento da vida em fadiga sob corrosão em uma solução de 3,5% de NaCl em água deionizada em relação às demais técnicas. Os autores atribuíram

o aumento da vida em fadiga sob corrosão à indução de tensões residuais de compressão na superfície, que refrearam a propagação de trincas superficiais nucleadas em pites de corrosão. As análises das superfícies fraturadas indicaram a formação de pites de corrosão para todas as condições, porém, apenas as amostras não tratadas ou aquelas tratadas pelo jateamento de granalha tiveram a iniciação de uma ou múltiplas trincas partindo de um pite de corrosão na superfície como mecanismos de fratura. Por sua vez, a análise da fratura das amostras roleteadas indicou a nucleação de trincas subsuperficiais como mecanismo responsável pela falha (JAYARAMAN & PREVÉY, 2005).

Além da indução de tensões compressivas, que dificultam os processos de propagação de trincas originadas no interior de pites de corrosão, a superfície tratada pelo roleteamento também se mostra menos susceptível à formação desses pites (PREVÉY & CAMMETT, 2004). Esses pesquisadores analisaram a influência do roleteamento sobre o desempenho de fadiga mecânica após a corrosão da liga de alumínio 7075-T6 em um eletrólito contendo 3,5% de NaCl em água. Num primeiro momento, o material foi usinado e então deixado por um período de 100 h no eletrólito. Para a segunda condição, o material foi usinado e roleteado antes de ser submetido, também por um período de 100 h, à solução salina. Os resultados apontaram uma redução considerável da profundidade dos pites de corrosão da liga roleteada (profundidade média de 34  $\mu\text{m}$ ) em relação à liga apenas usinada, que apresentou pites de corrosão cerca de três vezes mais profundos (100-120  $\mu\text{m}$ ). Corpos de prova para ensaios de fadiga foram produzidos sob ambas as condições e a análise das fraturas por fadiga indicou trincas de fadiga oriundas de pites de corrosão como mecanismo de falha para as amostras apenas usinadas e corroídas, ao passo que a origem da falha das amostras roleteadas foi observada na subsuperfície, possivelmente devido às tensões residuais de tração desenvolvidas abaixo da camada sob compressão.

Do mesmo modo, Xu *et al.* (2020) notaram que a indução de tensão residual de compressão, juntamente com a formação de uma camada nanocristalina, permitiu o aumento da resistência à corrosão da liga de alumínio 7B50-T7751 em solução eletrolítica com 3,5% de NaCl, pois contribuíram para a redução da taxa de corrosão e do tamanho dos pites de corrosão, diminuindo assim a probabilidade do surgimento de trincas causadas por defeitos de corrosão. De acordo com Prevéy *et al.* (2006), o roleteamento induz tanto tensões compressivas de alta intensidade como previne que estas relaxem facilmente em condições adversas de elevadas temperaturas e carregamentos cíclicos devido ao baixo percentual de encruamento. Isto representa uma vantagem desta técnica

sobre as demais, especialmente quando se trata de fadiga de alto ciclo, na qual a vida do componente é governada pelos processos de nucleação de trincas superficiais.

Chen, He & Lu (2020) investigaram a relação entre as características superficiais e o comportamento corrosivo de um aço ultra baixo carbono (*interstitial free* - IF) após o tratamento por laminação a frio de chapas e perceberam uma forte relação entre as tensões residuais induzidas na superfície e a resistência à corrosão do aço. Após testes de polarização potenciodinâmica em solução eletrolítica contendo 3,5% de NaCl, foi observada uma corrente de corrosão ( $i_{corr}$ ) mais alta para a única amostra que apresentou tensão residual de tração na superfície. Tensões residuais de tração propiciam os processos corrosivos, pois favorecem o surgimento de defeitos como discordâncias e microtrincas, que aceleram os processos de dissolução anódica. Segundo Madduri & Prakash (2010), à medida que as microtrincas ou defeitos vão se propagando com o auxílio das tensões de tração, a nova superfície gerada pela expansão dessas falhas entra em contato com o meio corrosivo, intensificando a corrosão e favorecendo a propagação dessas trincas. A dinâmica da interação entre o material e o eletrólito também tem influência na corrosão, isto é, o movimento relativo entre o fluido corrosivo e o material garante a constante reação entre o eletrólito e a trinca recém formada (MADDURI & PRAKASH, 2010). Além da tensão residual de tração, a topografia da superfície caracterizada por vales mais rasos favoreceu o processo corrosivo do aço IF, já que a corrosão foi controlada pela reação catódica com difusão de oxigênio, o qual encontra dificuldades em se difundir para o interior de vales mais profundos, dificultando o processo corrosivo (CHEN, HE & LU, 2020).

Por sua vez, XU *et al.* (2020) verificaram um aumento da resistência à corrosão da liga de alumínio 7B50-T7751 após o roleteamento ultrassônico (*ultrasonic surface rolling process* – USRP). A redução da rugosidade, o aumento da dureza superficial e a indução de tensão residual de compressão na superfície do componente possibilitaram o aumento da resistência à corrosão. Estes resultados reforçam a importante contribuição das tensões residuais de compressão induzidas na superfície sobre a resistência à corrosão de componentes metálicos, no entanto, salientam também que a variação da resistência à corrosão depende da sinergia entre diversas características superficiais e não apenas das tensões residuais. Dentre as demais características, a rugosidade e a dureza superficial despontam como parâmetros de saída capazes de exercer influência sobre a resistência à corrosão dos metais e suas ligas (SALDAÑA-ROBLES *et al.*, 2018; XU *et al.*, 2020).

### 3.4.1 Influência da rugosidade sobre a resistência à corrosão

Hong & Nagumo (1997) investigaram o efeito da rugosidade sobre a velocidade de formação de pites de corrosão na superfície do aço inoxidável AISI 301 em uma solução salina. Lixas com diferentes granulometrias foram usadas a fim de se obter diversas condições de rugosidades. Os resultados apontaram um aumento no potencial de pite ( $E_p$ ) com o aumento do tamanho dos grãos abrasivos, isto é, pites de corrosão formaram-se mais facilmente em superfícies mais rugosas do que em superfícies mais polidas (HONG & NAGUMO, 1997). Os pesquisadores argumentam que a rugosidade tem grande efeito no número de sítios disponíveis para serem transformados em pites metaestáveis. Assim, quanto menor a rugosidade, menor o número de sítios disponíveis capazes de serem ativados em pites metaestáveis que levarão o material à corrosão (HONG & NAGUMO, 1997; MCCAFFERTY, 2010).

Li & Li (2006) também avaliaram a relação entre a rugosidade de uma liga de cobre e a sua resistência à corrosão. Os autores sugeriram em seu trabalho que o aumento da rugosidade resulta na diminuição do potencial de pite – potencial que os pites metaestáveis começam a se formar na superfície –, fazendo com que a formação de pites metaestáveis em uma superfície rugosa seja mais fácil do que em uma superfície de baixa rugosidade, resultando em uma maior taxa de corrosão. Além disso, o aumento da rugosidade acarretou, também, a redução do valor de EWF, indicando uma maior susceptibilidade dos elétrons de uma superfície rugosa em migrar para o meio corrosivo. Os autores propuseram a criação de um modelo teórico para os parâmetros de rede na região superficial a fim de verificarem mudanças pontuais nos valores de EWF devido à rugosidade. Com base no modelo proposto, foi observada uma redução dos valores de EWF nos picos de rugosidade e um aumento dos valores de EWF nos vales. Enquanto os elétrons nos picos de rugosidade escapam mais facilmente da superfície (menor EWF), os elétrons nos vales estão circundados por vários núcleos atômicos, levando a um aumento do valor de EWF e dificultando a remoção desses elétrons (LI & LI, 2006). Uma superfície rugosa tem maior flutuação dos valores de EWF e é eletroquimicamente mais ativa, já que os seus elétrons podem reagir mais facilmente com o meio. Por fim, a diferença entre os valores de EWF para picos e vales cria uma diferença de potencial de eletrodo na superfície, promovendo a formação de pilhas de corrosão localizada e, como resultado, contribui ainda mais para o aumento da corrosão. Na Figura 3.19a é possível notar o aumento da taxa de corrosão com o aumento da rugosidade, o que está de acordo

com os resultados apresentados na Figura 3.19b, que mostra uma redução dos valores de EWF à medida em que a rugosidade aumenta (LI & LI, 2006).

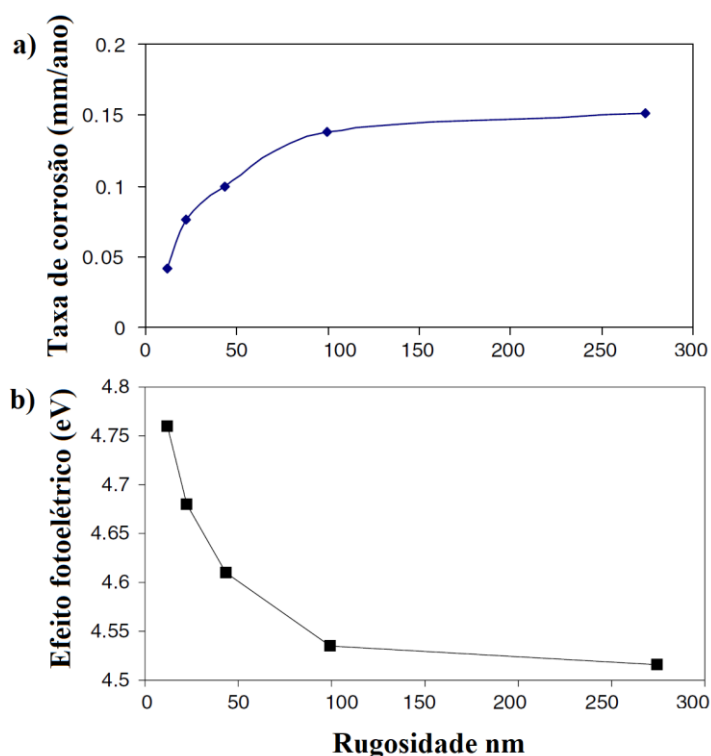


Figura 3.19: (a) Influência da rugosidade sobre a taxa de corrosão e (b) influência da rugosidade sobre o efeito fotoelétrico (EWF) de uma liga de cobre  
Fonte: adaptado de Li & Li (2006).

Walter & Kannan (2011) analisaram a influência da rugosidade sobre a resistência à corrosão da liga de magnésio AZ91. Após o lixamento e polimento com lixas de diferentes granulometrias, as amostras foram submetidas à análise de espectroscopia eletroquímica em uma solução salina com 0,5% de NaCl. A análise dos dados apontou uma forte tendência das superfícies mais polidas em se passivarem mais facilmente, além de serem mais resistentes à corrosão localizada por pites, indicando que quanto menor a rugosidade da liga, maior será sua resistência à corrosão. À medida que a rugosidade diminui, os valores do potencial de oxidação diminuem. A mesma tendência foi observada para a corrente de corrosão, que reduziu com a diminuição da rugosidade, indicando uma maior resistência à transferência para menores rugosidades. A maior ou menor susceptibilidade ao ataque corrosivo pelas superfícies da liga AZ91 com diferentes valores de desvio médio aritmético por área ( $S_a$ ) pode ser percebida pelos diferentes graus de deterioração das amostras apresentadas na Figura 3.20, obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), após imersão por 24 h em solução salina com 0,5% de

NaCl. A Figura 3.20a mostra que a superfície com rugosidade mais alta sofreu um ataque corrosivo por pites mais severo, enquanto a superfície com rugosidade mais baixa (FIGURA 3.20d) não apresentou ataque corrosivo localizado. As Figuras 3.20b e 3.20c destacam as superfícies das amostras que apresentaram valores intermediários de rugosidade, as quais aparentam ter sofrido ataques por pites moderados.

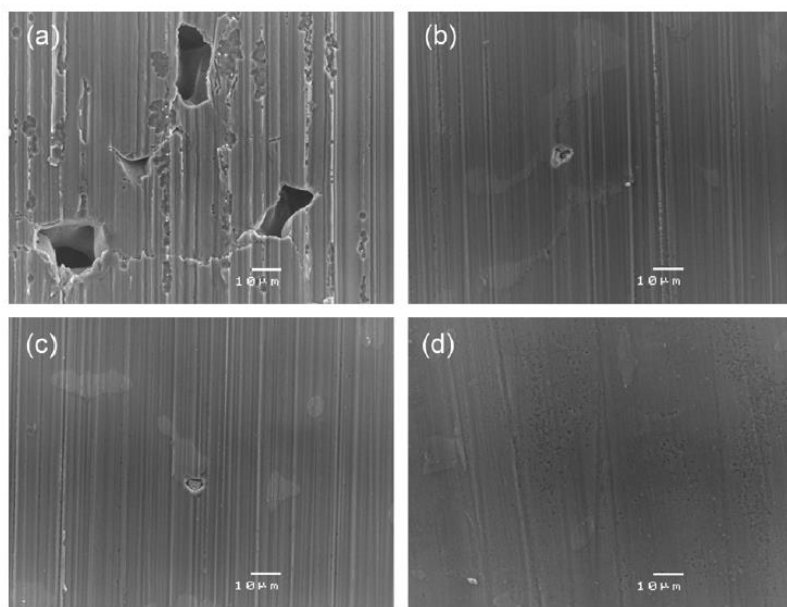


Figura 3.20: Microscopia eletrônica de varredura de amostras da liga AZ91 após imersão por 24 h em solução salina com 0,5% de NaCl: a)  $S_a = 430$  nm, b)  $S_a = 248$  nm, c)  $S_a = 145$  nm e d)  $S_a = 80$  nm  
Fonte: Walter & Kannan (2011).

Lee *et al.* (2012) investigaram a relação entre a rugosidade e a resistência à corrosão do aço inoxidável ferrítico 21Cr e para isso utilizaram vários parâmetros de rugosidade, dentre eles: o desvio médio aritmético ( $R_a$ ), a raiz quadrada média do desvio ( $R_q$ ), a altura total do perfil ( $R_t$ ), a altura reduzida do pico ( $R_{pk}$ ), a profundidade reduzida do vale ( $R_{vk}$ ) e a profundidade máxima do vale do perfil ( $R_v$ ). Todos os parâmetros, exceto a profundidade reduzida dos vales ( $R_{vk}$ ), tiveram pouca influência sobre a resistência à corrosão do aço quando  $R_a$  apresentava valores superiores a  $0,5 \mu\text{m}$ . O aumento do desvio médio aritmético ( $R_a$ ) até  $0,1 \mu\text{m}$  favoreceu o aumento da taxa de corrosão do aço, porém, para valores de  $R_a$  acima de  $0,1 \mu\text{m}$  este parâmetro não se mostrou capaz de descrever satisfatoriamente o comportamento da resistência à corrosão. Segundo Lee *et al.* (2012), a profundidade reduzida do vale ( $R_{vk}$ ) foi o parâmetro que teve maior influência sobre a resistência à corrosão: sua redução de  $0,25$  para  $0,025 \mu\text{m}$  triplicou a resistência à corrosão. Este resultado mostra a possibilidade de associar a profundidade reduzida dos

vales ( $R_{vk}$ ) em uma superfície metálica com a resistência à corrosão do material, especialmente quando os valores de  $R_a$  não possibilitarem este estudo.

Ye *et al.* (2019) investigaram a influência do roleteamento ultrassônico (USRP) sobre a resistência à corrosão da liga de magnésio AZ31B em uma solução aquosa com 5% em peso de NaCl. Em vez de utilizar pressão ou força de roleteamento ultrassônico, os autores tomaram como parâmetro a profundidade de penetração da ferramenta sobre a peça, que variou de 0,04 a 0,07 mm. O aumento da quantidade de deformação plástica imposta pela ferramenta levou a uma redução de 91,8% da rugosidade da liga de magnésio em relação ao material não tratado. Além disso, a resistência à corrosão mostrou-se fortemente dependente da rugosidade, com a taxa de corrosão diretamente proporcional a  $R_a$ . Ao entrar em contato com o meio corrosivo, uma baixa rugosidade reduz a área superficial da amostra em contato com a solução do eletrólito e, dessa forma, contribui para a diminuição da taxa de corrosão. A Figura 3.21 apresenta a relação entre a quantidade de deformação superficial imposta pelo USRP, a rugosidade da liga de magnésio e sua taxa de corrosão (YE *et al.*, 2019). Verifica-se que o aumento da quantidade de deformação da ferramenta implicou na redução da rugosidade que, por sua vez, favoreceu a redução da taxa de corrosão. Essa redução da rugosidade e da taxa de corrosão é observada até o valor ótimo (0,06 mm) da quantidade de deformação plástica. Acima deste valor, houve um aumento da rugosidade do material e, conseqüentemente, da sua taxa de corrosão.

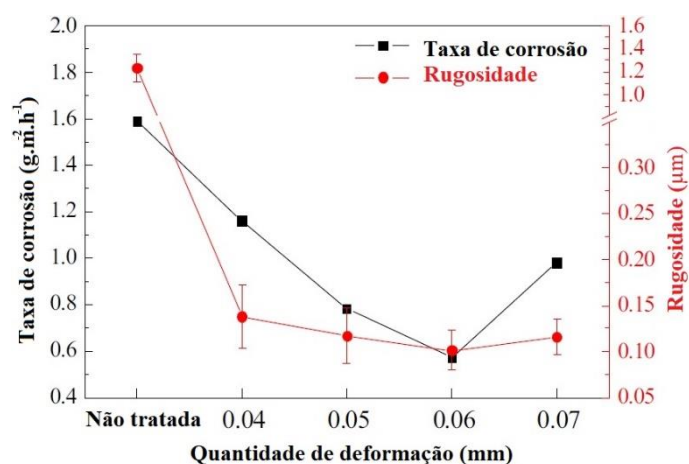


Figura 3.21: Influência da quantidade de deformação sobre a rugosidade e a taxa de corrosão  
Fonte: adaptado de Ye *et al.* (2019).

### 3.4.2 Influência do tamanho de grão e da dureza sobre a resistência à corrosão

Tang, Luo & Zhang (2017) afirmam que a redução do tamanho dos grãos na superfície do material promove o aumento da densidade de discordâncias e de contornos de grão, elevando a energia livre nessa região. Esta condição favorece a formação de uma camada passiva mais estável e com menor quantidade de defeitos, o que resulta em maior resistência à corrosão. No entanto, este fenômeno é típico de ligas metálicas que contêm elementos formadores de óxidos estáveis, como o cromo, presentes em aços inoxidáveis. Segundo Prakash *et al.* (2023), o refinamento de grãos superficiais em aços inoxidáveis leva a um aumento da espessura da camada passivada devido ao maior fluxo de cromo na região superficial, protegendo o material do meio corrosivo. Por outro lado, materiais como os aços carbono apresentam comportamento oposto devido à ausência desses elementos de liga. Peral *et al.* (2023), por exemplo, sugerem que o refino de grãos superficiais acarreta no aumento da corrosão superficial em aços baixo carbono (F1272) da família Ni-Cr-Mo. Segundo os pesquisadores, o aumento da densidade de contornos de grãos devido à deformação plástica superficial favorece o aumento do número de microcélulas galvânicas entre a ferrita (Fe- $\alpha$ ) e a cementita (Fe<sub>3</sub>C), as quais possuem diferentes potenciais de eletrodo.

Al-Qawabeha, Al-Rawaifeh & Al-Shamaileh (2009) analisaram a influência do roleteamento sobre a resistência à corrosão de um aço galvanizado utilizado em dutos de água. Os pesquisadores estudaram a relação entre a força de roleteamento e a microestrutura, a dureza, a perda de massa e o comportamento eletroquímico do material em uma solução de ácido clorídrico (HCl). A análise dos resultados sugeriu que o aumento da força de roleteamento, no intervalo de 40 a 120 N, levou a um refinamento dos grãos superficiais e ao aumento da dureza. Ao mesmo tempo, houve uma diminuição da perda de massa, da taxa de corrosão e da corrente de corrosão do material com o aumento da força de roleteamento, que atingiram valores mínimos para a força de 80 N. Acima de 80 N, esses parâmetros aumentaram de valor. Ao criar uma zona de grãos refinados na região superficial, enquanto mantém o substrato do material inalterado, o roleteamento contribui para o aumento da resistência à corrosão.

Segundo Pu *et al.* (2012), uma vez que a resistência à corrosão é determinada essencialmente pela superfície do material, o uso de técnicas de fabricação capazes de modificar a microestrutura superficial sem comprometer as propriedades do núcleo do material é de total interesse para a engenharia. O uso do roleteamento criogênico sobre a

liga de magnésio AZ31B promoveu a alteração da microestrutura superficial até uma profundidade de 3,4 mm com a formação de uma camada nanocristalina, modificação da orientação cristalográfica e variações de tensões residuais. Após testes de corrosão por imersão em solução salina com 5% em peso de NaCl, foi observada uma menor deterioração da liga roleteada em relação à liga submetida ao polimento que, após 200 h apresentou pites de corrosão mais profundos, mais largos e aleatoriamente distribuídos em toda a superfície. A maior resistividade da liga roleteada foi atribuída ao refinamento dos grãos superficiais (reduzidos de 11,9  $\mu\text{m}$  para 523 nm) e à maior homogeneização desses grãos, o que favoreceu a formação de produtos de corrosão estáveis e uniformes sobre a superfície do material, evitando que a corrosão se estendesse para o interior do substrato. A orientação cristalográfica é um fator decisivo na resistência à corrosão, especialmente quando dois materiais com superfícies nanocristalinas são comparados. Assim, a melhora significativa da resistência à corrosão da liga AZ31 em solução de NaCl após o roleteamento criogênico foi atribuída à drástica redução do tamanho de grão e à textura basal forte dos grãos. (PU *et al.*, 2012).

Xu *et al.* (2020) observaram a formação de uma camada nano-estruturada na liga de alumínio 7B50-T7751 após realizar 12 passes de roleteamento USRP. A camada nano-estruturada é caracterizada por um aumento progressivo do tamanho dos grãos, partindo da superfície com grãos mais finos ( $\approx 6,7$  nm), até uma profundidade de 40  $\mu\text{m}$ , onde se encontram os grãos não deformados. A geração dessa camada nano-estruturada favoreceu a formação de um gradiente de dureza, com a região superficial da liga de alumínio roleteada apresentando uma dureza média de aproximadamente 3,9 GPa, ou seja, 160% superior à da liga não roleteada, com uma redução gradual até uma profundidade de 225  $\mu\text{m}$ , onde a dureza do substrato foi atingida (cerca de 1,5 GPa). O refinamento dos grãos, o aumento da dureza superficial e a indução de tensão residual de compressão, obtidos por meio do USRP, possibilitaram o aumento da resistência à fadiga em 117%. A análise das superfícies fraturadas após ensaios de corrosão e de fadiga mecânica identificou a ocorrência de pites de corrosão mais largos e profundos na liga não roleteada, o que sugere um aumento da resistência à corrosão após tratamento mecânico com 12 passes de roleteamento. Além disso, as trincas de fratura nuclearam em uma região mais distante da superfície devido à microestrutura proporcionada por esta técnica.

Wei, Zhang & Ling (2017) investigaram os efeitos do LSP sobre a resistência à corrosão do aço inoxidável austenítico AISI 304 em uma solução contendo NaCl e ácido

sulfúrico ( $H_2SO_4$ ). O LSP possibilitou, além da redução da rugosidade, a modificação da microestrutura a partir da superfície para o interior do material em termos de refino de grãos, aumento de dureza e indução de tensão residual de compressão. Considerando três condições para o estudo (tratamento com uma camada de LSP, tratamento com duas camadas de LSP e material não tratado), foi observado o aumento da resistência à corrosão do aço tratado com a aplicação de uma camada de LSP devido à formação de uma camada passiva mais compacta e com menos defeitos. Esta camada passiva mais efetiva se deve ao refinamento de grãos superficiais que, no caso dos aços inoxidáveis, contribuem para o aumento dos contornos de grãos, viabilizando uma maior difusão de Cr para a superfície e, dessa forma, facilitando a formação de uma camada passiva mais densa e homogênea. Embora tenha contribuído com um maior refino de grãos, aumento de dureza e indução de tensão compressiva, o aumento da intensidade do LSP elevou a fração de martensita na região superficial, o que reduziu os efeitos positivos das demais mudanças microestruturais sobre a resistência à corrosão. A Figura 3.22 mostra o gráfico de Nyquist, onde o arco capacitivo de maior diâmetro indica uma maior resistência à transferência de carga pelo material tratado com uma camada de LSP, isto é, uma resistência à corrosão superior para esta condição.

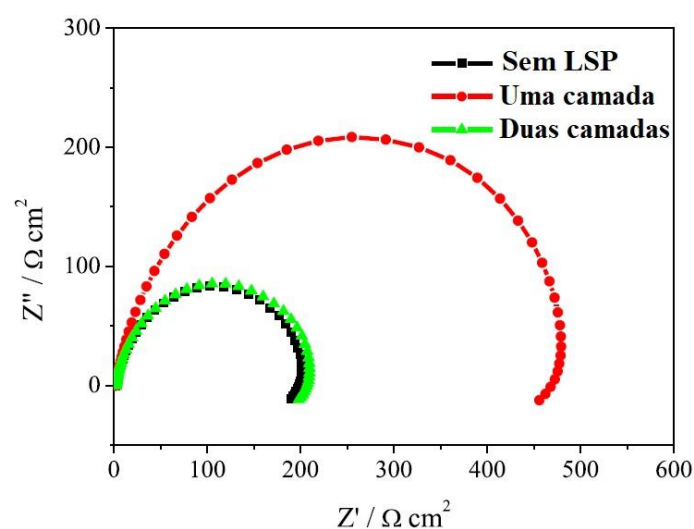


Figura 3.22: Gráfico de Nyquist do aço inoxidável AISI 304 após tratamento com uma e duas camadas de LSP

Fonte: adaptado de Wei, Zhang & Ling (2017).

Pu *et al.* (2011) compararam os efeitos do roleteamento criogênico e do polimento na resistência à corrosão da liga de magnésio AZ31B, observando melhor desempenho do material roleteado. Após o roleteamento, o tamanho dos grãos

superficiais foi reduzido de 11,88 para 1,03  $\mu\text{m}$  devido às altas taxas de deformação e às baixas temperaturas proporcionadas pelo nitrogênio líquido, que inibem o crescimento de grãos durante a recristalização dinâmica. Também foi registrado aumento da dureza superficial de 0,9 para 1,35 GPa, em concordância com o refino dos grãos na região superficial. Embora a rugosidade tenha aumentado, o refino microestrutural e o aumento da dureza favoreceram a resistência à corrosão, confirmada por testes de polarização eletroquímica. Esses testes indicaram menor densidade de corrente catódica e arco capacitivo de maior diâmetro para a condição roleteada, ambos sugerindo maior resistência à corrosão.

Tang, Luo & Zhang (2017) variaram o número de passes da ferramenta durante o roleteamento criogênico da liga de titânio Ti-6Al-4V e observaram aumento da resistência à corrosão com o número de passes, devido ao refinamento dos grãos superficiais. Enquanto o material não roleteado apresentava grãos de cerca de 15,2  $\mu\text{m}$ , o uso de dois passes resultou em uma camada nanocristalina com grãos da ordem de 16,3 nm, mais homogêneos e aleatoriamente distribuídos. A espectroscopia de impedância eletroquímica em solução salina com 0,9% de NaCl indicou que a superfície tratada com dois passes apresentava maior resistência à corrosão, evidenciada pela menor densidade de corrente durante os testes. A Figura 3.23 mostra a curva de polarização potenciodinâmica, na qual a liga submetida a dois passes exibe maior resistência à corrosão devido à formação de uma camada passiva mais estável, promovida pela superfície nanocristalina.

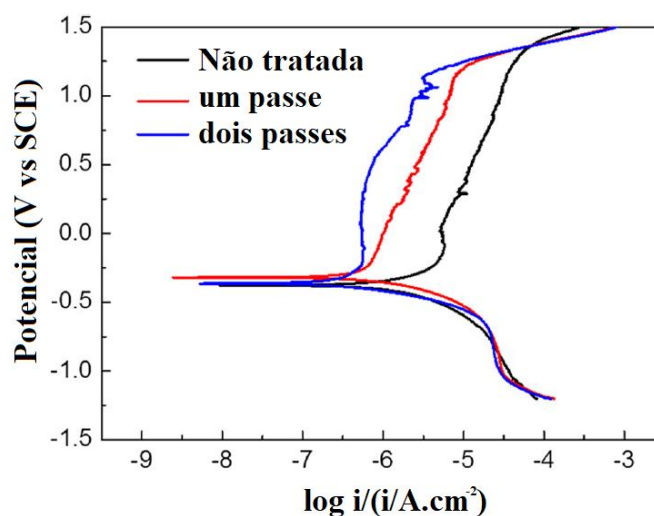


Figura 3.23: Curvas de polarização da liga de titânio Ti-6Al-4V antes e depois do roleteamento  
Fonte: adaptado de Tang, Luo & Zhang (2017).

### 3.5 Considerações parciais

O uso de técnicas de tratamento mecânico de superfícies, como o roleteamento, tem por objetivo melhorar a integridade superficial de componentes metálicos por meio da redução da rugosidade, do aumento da dureza e da indução de tensões residuais de compressão na superfície desses materiais. A obtenção de uma superfície com tais características visa aumentar o desempenho de componentes sujeitos a esforços cíclicos. Esse aprimoramento do acabamento pode ser alcançado por meio da variação de parâmetros do processo de roleteamento, dentre os quais se destacam a pressão de roleteamento, o avanço da ferramenta, a velocidade e o número de passes.

Embora todos esses parâmetros influenciem as características mencionadas, a pressão e o avanço da ferramenta são considerados os fatores mais relevantes. A partir da revisão bibliográfica apresentada, observa-se que a variação desses dois parâmetros exerce influência significativa sobre variáveis de saída, como rugosidade, dureza e tensão residual de compressão. Para a pressão de roleteamento, é observada uma correlação direta com a dureza e a tensão residual de compressão e uma correlação inversa com a rugosidade: ou seja, o aumento da pressão tende a elevar a dureza e as tensões compressivas, ao mesmo tempo em que reduz a rugosidade.

Por outro lado, a variação do avanço da ferramenta apresenta comportamento oposto: existe uma correlação inversa com a dureza e a tensão residual de compressão e uma correlação direta com a rugosidade. Dessa forma, a redução do avanço resulta em dureza e tensão de compressão mais elevadas, mas também em valores de rugosidade mais altos. A Tabela 3.1 resume a influência dos parâmetros de roleteamento sobre as variáveis de resposta.

Tabela 3.1: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre as variáveis de resposta

	<b>Rugosidade</b>	<b>Dureza</b>	<b>Tensão residual de compressão</b>
<b>Pressão de roleteamento ↑</b>	Diminui	Aumenta	Aumenta
<b>Avanço da ferramenta ↑</b>	Aumenta	Diminui	Diminui

É necessário, porém, que os valores de pressão e avanço sejam definidos em função do tipo de material e de suas propriedades mecânicas. Apesar de a elevação da pressão promover a redução da rugosidade, seu excesso pode causar a formação de trincas e escamas superficiais, comprometendo a integridade do componente. Do mesmo modo, valores muito baixos de avanço podem, além de reduzir a produtividade, comprometer o acabamento superficial em função do excesso de deformação plástica localizada.

A corrosão representa um fator agravante para componentes metálicos submetidos a esforços cíclicos, visto que pites de corrosão localizada atuam como concentradores de tensão e pontos preferenciais para a nucleação de trincas de fadiga. De acordo com a literatura, tratamentos mecânicos de superfície têm se mostrado eficazes no aumento da resistência à corrosão em diversos materiais metálicos, especialmente nas ligas de aços inoxidáveis. Nestes, o ganho em resistência à corrosão é atribuído à formação de uma camada passiva densa e homogênea, decorrente do maior teor de cromo na superfície.

Por outro lado, os aços carbono, como o ABNT 1045, não apresentam elementos de liga como cromo, níquel ou molibdênio, o que inviabiliza a formação de uma camada passiva protetora. Diante disso, compreender como a modificação das características superficiais e da microestrutura subsuperficial influencia a resistência à corrosão desses aços pode representar uma importante contribuição ao processo de fabricação e aumento de vida em serviço desses materiais.

Neste trabalho, optou-se pela utilização do aço ABNT 1045 na condição recozida com o objetivo de garantir maior homogeneidade microestrutural e estabilidade das propriedades mecânicas antes da aplicação do roleteamento. A condição recozida promove uma estrutura predominantemente ferrítico-perlítica, com menor dureza e tensões internas minimizadas, o que facilita a avaliação isolada dos efeitos do roleteamento, tais como encruamento, modificação da rugosidade e alterações nos parâmetros eletroquímicos.

Além disso, o uso do material recozido permite isolar e quantificar de forma mais precisa as contribuições do processo de conformação plástica superficial sobre a resistência à corrosão e à fadiga. Embora na prática industrial seja comum o uso de materiais tratados termicamente, a abordagem adotada nesta pesquisa busca fornecer uma compreensão mais fundamental do comportamento do aço frente ao roleteamento. Essa base poderá, futuramente, servir de referência para comparações com outras condições de tratamento térmico, como têmpera e revenido, ampliando a aplicabilidade dos resultados.

## 4 METODOLOGIA

Neste capítulo serão abordados os materiais, equipamentos e métodos utilizados para a realização desta pesquisa.

Os equipamentos utilizados para a fabricação dos corpos de prova — corte, faceamento, furação e usinagem —, bem como para o roleteamento, a exposição à solução salina, os ensaios de fadiga mecânica e a microscopia óptica, pertencem ao Laboratório de Usinagem e Automação do Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG).

O tratamento térmico do material, o ensaio de compressão, a análise de perfilometria e a obtenção do perfil de dureza dos corpos de prova foram realizados no Laboratório de Conformação Mecânica e no Laboratório de Dureza Instrumentada e Perfilometria, ambos vinculados ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) da UFMG.

Os ensaios de corrosão eletroquímica foram conduzidos no Laboratório de Corrosão da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais (PUC Minas - Contagem).

Os testes de microscopia óptica tridimensional foram realizados no Laboratório de Processos de Fabricação (LPF) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar).

Por fim, as análises microestruturais por difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e a fractografia dos corpos de prova fraturados foram executadas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) no Centro de Microscopia (CM) da UFMG.

A Figura 4.1 apresenta o fluxograma das atividades desenvolvidas neste trabalho.

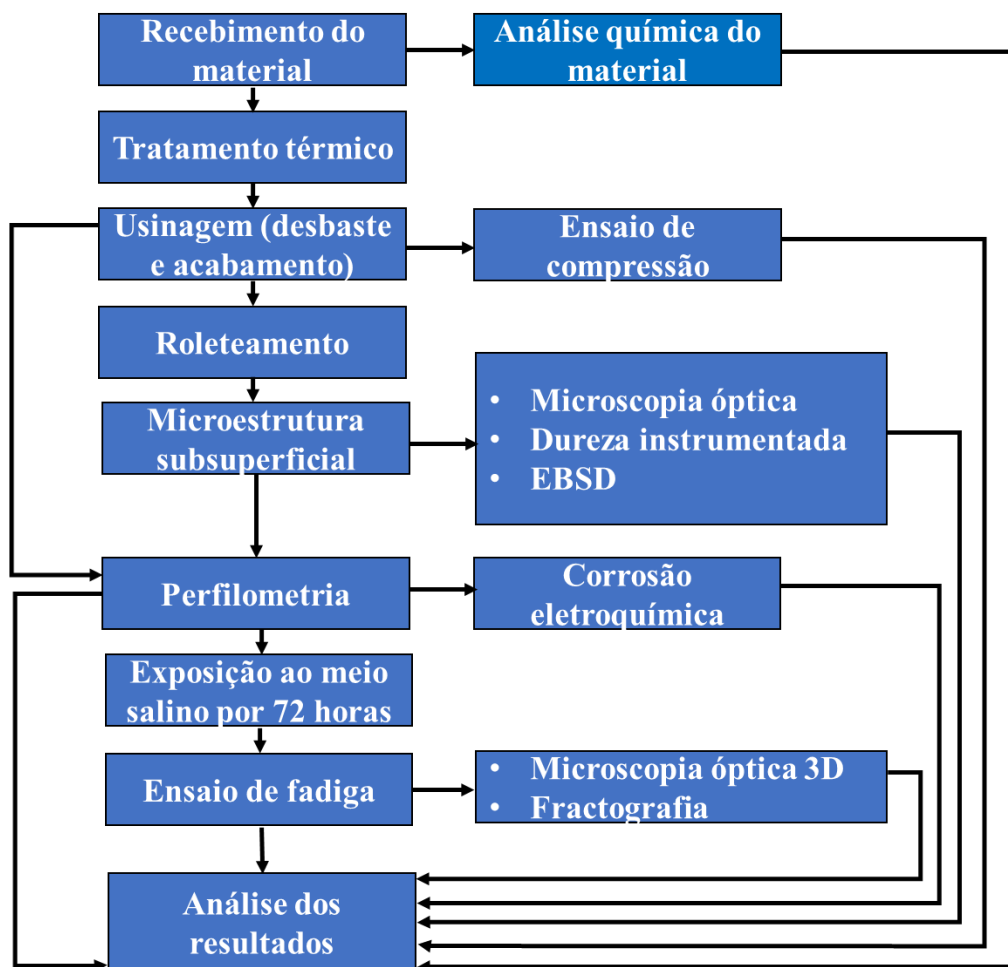


Figura 4.1: Fluxograma de atividades  
Fonte: autor (2022).

#### 4.1 Material

O material utilizado para confecção dos corpos de prova foi o aço carbono ABNT 1045. A escolha deste material teve como premissa a sua importante utilização na indústria, sendo empregado em uma grande gama de componentes, incluindo engrenagens, pinos, virabrequins, hastes, bielas, barras de torção entre outros (ALMARAZ, VILCHEZ & DOMINGUEZ, 2019). Orejuela, Ricón & Olaya (2014) afirmam que a vasta utilização deste aço se deve, principalmente, à combinação de valores satisfatórios de dureza e tenacidade a um baixo custo; entretanto, a vida em serviço e o desempenho desse aço são severamente afetados pelos processos de corrosão eletroquímica presentes em diversas situações.

O material foi recebido na forma de barras cilíndricas forjadas à quente com diâmetro de 19 mm e comprimento de 700 mm. Após o recebimento das barras, três amostras foram retiradas e enviadas para análise química por meio da técnica de espectrometria de emissão ótica (base ferro), conduzida no Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (LAMAT) do SENAI de Itaúna-MG. A Tabela 4.1 apresenta os principais elementos presentes na composição química deste aço, com concentração (% em peso) superior a 0,01%, e suas respectivas incertezas. O certificado de análise química encontra-se no Anexo A. Esse resultado está dentro da faixa de valores prevista para o aço SAE 1045 segundo a norma ASTM A576-17 (2017), a saber: (0,43 – 0,5)% C; (0,6 – 0,9)% Mn; (0,03)% P<sub>max</sub> e (0,05)% S<sub>max</sub>..

Tabela 4.1: Composição química do aço ABNT 1045.

<b>Elemento</b>	<b>Concentração [%peso]</b>
<b>Carbono (C)</b>	0,4866 ± 0,0122
<b>Silício (Si)</b>	0,1839 ± 0,0043
<b>Manganês (Mn)</b>	0,7529 ± 0,0174
<b>Fósforo (P)</b>	0,0228 ± 0,0013
<b>Enxofre (S)</b>	0,0111 ± 0,0009
<b>Cromo (Cr)</b>	0,0270 ± 0,0003
<b>Molibdênio (Mo)</b>	0,0110 ± 0,0003
<b>Cobre (Cu)</b>	0,0107 ± 0,0006
<b>Ferro (Fe) balanço</b>	98,3808
<b>Outros</b>	0,1132

## 4.2 Equipamentos e Métodos

As barras foram cortadas em comprimentos de 230 mm e, em seguida, submetidas ao tratamento térmico de recozimento completo. Este tratamento foi usado para modificar a microestrutura proveniente do forjamento a partir do processo de recristalização dos grãos, o qual possibilita a formação de uma microestrutura mais homogênea e com grãos mais grosseiros.

Segundo Krauss (2015), o recozimento completo é um tratamento térmico em que aços de médio e baixo teor de carbono são aquecidos acima da temperatura crítica  $A_{c3}$  e resfriados lentamente dentro do forno, favorecendo a formação de uma microestrutura homogênea composta de ferrita equiaxial e perlita grossa. Esta microestrutura contribui para o aumento da ductilidade e usinabilidade do aço.

O recozimento completo foi realizado em um forno elétrico Linn Elektro Therm. Durante o tratamento, o material foi aquecido até a temperatura de  $830\text{ }^{\circ}\text{C}$  e mantido neste patamar por 2,5 horas a fim de permitir uma completa austenitização e homogeneização da microestrutura. Em seguida, o material foi resfriado dentro do forno. A dureza média do aço ABNT 1045 após o tratamento térmico de recozimento completo foi de  $173\text{ HV} \pm 4\text{ HV}$  (média de 10 medições).

Após o tratamento térmico, foi realizado o ensaio de compressão em cinco amostras selecionadas randomicamente. A escolha do ensaio de compressão em detrimento do ensaio de tração deve-se à natureza do processo de roleteamento, o qual promove a melhoria da integridade superficial do aço por meio de deformação plástica induzida por esforços compressivos. Ademais, a aplicação do ensaio de compressão teve como finalidade principal a determinação do limite de escoamento do material.

Os ensaios de compressão foram realizados em uma máquina universal de ensaios Instron 5582 (Figura. 4.2), com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 2.



Figura 4.2: Máquina utilizada para o ensaio de compressão  
Fonte: autor (2022).

Durante o ensaio de compressão, os corpos de prova padronizados foram fixados à máquina de ensaio, que submete o material a esforços crescentes na sua direção axial, com as suas deformações correspondentes sendo medidas. De acordo com Souza (1982), os procedimentos adotados no ensaio como posicionamento da amostra, precisão dos aparelhos de medida, velocidade do ensaio e taxa de deformação devem ser cuidadosamente ajustados para que se consigam resultados mais precisos. Foi adotada uma velocidade de 0,05 mm/min e uma taxa de deformação de 0,0033 s<sup>-1</sup>. A partir dos valores de força e deslocamento coletados durante o teste, é possível obter os valores de tensão e de deformação de engenharia, determinados a partir das Equações (4.1) e (4.2). Esses resultados foram convertidos em tensão e deformação verdadeiras empregando as Equações (4.3) e (4.4), (DIETER, 1981). Por tratar-se de um ensaio de compressão de um aço carbono, foi necessário definir um valor limite para o deslocamento do corpo de prova durante o ensaio como critério para finalizar o teste. Os valores obtidos para carga e deslocamento foram obtidos por meio de sistema de aquisição de dados Blue Hill 2.

$$e = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (4.1)$$

$$S = \frac{P}{A_0} \quad (4.2)$$

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad (4.3)$$

$$\sigma = S(e + 1) \quad (4.4)$$

Onde  $e$  é a deformação de engenharia,  $\Delta l$  a variação do comprimento do corpo de prova ao final do ensaio,  $l_0$  o comprimento inicial do corpo de prova,  $S$  a tensão de engenharia,  $P$  a carga instantânea aplicada,  $A_0$  a área inicial do corpo de prova,  $\varepsilon$  a deformação verdadeira e  $\sigma$  a tensão verdadeira.

Após a coleta e manipulação dos dados de tensão e deformação com o auxílio das equações supracitadas, foi possível obter as curvas de tensão e deformação do material estudado e, por meio destas definir o limite de escoamento do material. Este, por

sua vez, foi posteriormente tomado como referência para a determinação da carga a ser utilizada durante os ensaios de fadiga mecânica.

Em seguida, deu-se início à etapa de fabricação dos corpos de prova com a geometria e dimensões necessárias para os ensaios de fadiga mecânica. Primeiramente, as barras foram submetidas às operações de faceamento e furação com o objetivo de prepará-las para a etapa subsequente de torneamento (desbaste e acabamento). As operações de torneamento cilíndrico de desbaste e de acabamento dos corpos de prova foram realizadas no torno CNC ROMI Centur 30 S (potência do motor principal de 5,5 kW e rotação máxima de 3500 rpm), com um suporte neutro de torner Mitsubishi Carbide código ISO SVVCN 2020-K16N e insertos VCMT 160408 UE6110 (metal duro classe ISO P10 com revestimento multicamada TiCN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>- TiN) e sem o uso de fluido de corte.

Os corpos de prova foram fabricados seguindo a geometria e dimensões recomendadas pelo manual da máquina de fadiga mecânica por flexão rotativa (FATIGUE DYNAMICS, s.d.). Nesta etapa, as barras com 230 mm de comprimento foram usinadas mantendo, além do comprimento total recomendado pelo manual da máquina de fadiga (101,6 mm), um excedente de 50 mm. Este excedente foi separado do corpo de prova após a perfilometria, sendo posteriormente utilizado no ensaio destrutivo de corrosão eletroquímica (CE). A Figura 4.3 mostra o desenho dos corpos de prova usados nos ensaios de roleteamento com especificações para o teste de fadiga mecânica e corrosão eletroquímica.

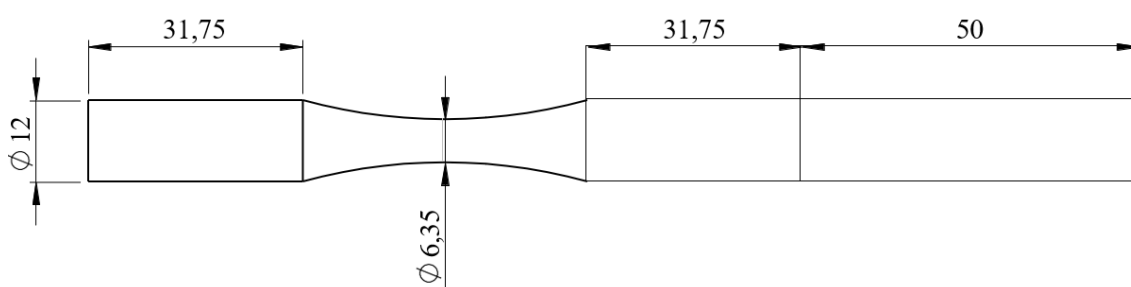


Figura 4.3: Corpo de prova para ensaio de fadiga mecânica e corrosão eletroquímica (dimensões em mm). Fonte: autor (2022).

O torneamento cilíndrico de desbaste dos corpos de prova foi realizado com os parâmetros de entrada mantidos constantes: velocidade de corte ( $v_c$ ) de 45 m/min, avanço ( $f$ ) de 0,2 mm/rev e profundidade de usinagem ( $a_p$ ) de 1,0 mm. Para o torneamento

da seção crítica dos corpos de prova foi adotado um avanço de 0,04 mm/rev com a finalidade de garantir uma maior integridade da ferramenta de corte.

Em seguida, foi realizado o torneamento de acabamento para que os corpos de prova atingissem as dimensões necessárias para os testes de roleteamento e fadiga mecânica. Os parâmetros selecionados foram:  $v_c = 40$  m/min,  $f = 0,1$  mm/rev,  $a_p = 0,25$  mm.

A operação de roleteamento foi realizada com uma ferramenta de roletear hidrostática Ecoroll HG6-20 com três esferas de 6 mm de diâmetro cada, defasadas em  $120^\circ$ . A geometria e as dimensões da ferramenta podem ser vistas na Figura B.1 do Anexo B. Durante o roleteamento, foi utilizado o fluido de corte sintético Petronas Mecafluid S3000 com concentração de 10% em água.

O roleteamento dos corpos de prova foi conduzido no mesmo torno usado para o torneamento, após a montagem do dispositivo de roletear. As três esferas igualmente espaçadas da ferramenta de roletear são pressionadas contra o corpo de prova a partir do acionamento de uma bomba hidráulica de alta pressão que, por sua vez, recebe o fluido de uma bomba auxiliar. A Figura 4.4a mostra o torno CNC onde as operações de torneamento e roleteamento foram conduzidas e a Figura 4.4b mostra o detalhe da operação de roleteamento.

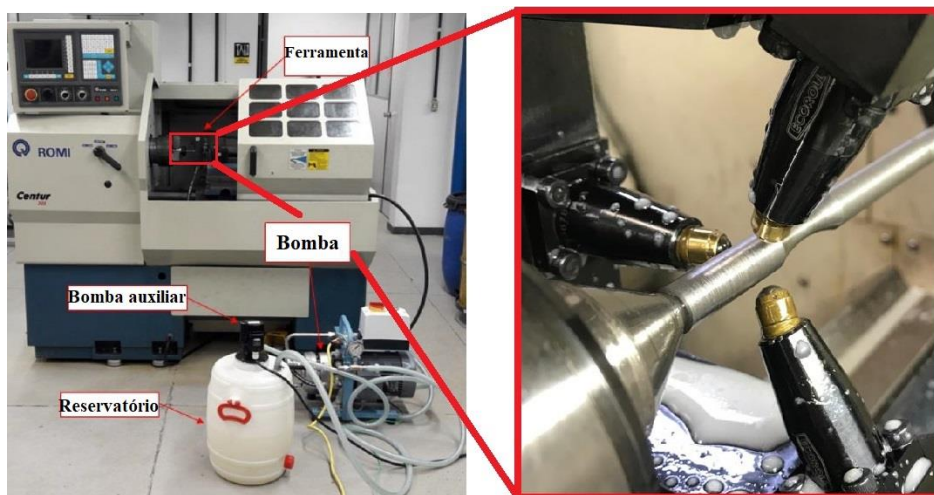


Figura 4.4: a) torno CNC utilizado no torneamento e no roleteamento; b) detalhe da operação de roleteamento

Fonte: autor (2022).

Segundo Montgomery (2012), o método mais indicado para conduzir experimentos que lidam com diversos fatores é o planejamento fatorial completo. Neste trabalho, foi utilizado um planejamento fatorial completo com dois parâmetros de

entrada: pressão de roleteamento (P) e avanço da ferramenta ( $f_{dr}$ ). Para cada parâmetro de entrada foram selecionados três níveis a serem investigados.

A escolha dos valores de pressão de roleteamento foi feita com base no manual da ferramenta Ecoroll HG6-20 (ECOROLL, 2016), que especifica a faixa de pressão a ser utilizada de acordo com a dureza do material. Considerando o aço ABNT 1045 após o recozimento completo com uma dureza de 173 HV ( $\pm 4$  HV), a faixa de pressão de roleteamento sugerida é de 20 a 150 bar, como mostrado no Quadro B.1 do Anexo B. Dessa forma, os valores escolhidos para a pressão de roleteamento foram: 40, 90 e 140 bar. Além disso, os valores de avanço (0,04; 0,08 e 0,12 mm/rev) foram escolhidos de maneira arbitrária com o intuito de investigar a influência desse parâmetro sobre a integridade superficial do material, especialmente ao utilizar valores extremos deste parâmetro, incluindo um valor de avanço superior ao avanço usado na operação prévia de torneamento de acabamento (0,1 mm/rev).

Considerando os dois parâmetros de entrada do roleteamento (pressão de roleteamento e avanço) – e três níveis para cada parâmetro, além do material apenas torneado ( $P = 0$  bar;  $f_{dr} = 0,00$  mm/rev), um total de 10 condições para o aço ABNT 1045 recozido foram avaliadas. Os fatores e níveis investigados neste trabalho são mostrados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2: Fatores e níveis escolhidos para o roleteamento do aço ABNT 1045 recozido

	<b>Pressão (bar)</b>	<b>Avanço (mm/rev)</b>
<b>Nível 1</b>	40	0,04
<b>Nível 2</b>	90	0,08
<b>Nível 3</b>	140	0,12

Portanto, para um experimento fatorial completo com a quantidade de fatores e níveis escolhidos, 40 corpos de prova foram fabricados para os ensaios de fadiga após a exposição à solução salina do aço ABNT 1045 recozido (considerando, além do teste, três réplicas). Destes 40 corpos de prova, 36 foram destinados para as nove condições de roleteamento e os restantes para a condição apenas torneado (AT). Finalmente, oito corpos de prova foram usinados, todos com os mesmos parâmetros, para duas condições adicionais que foram submetidas à ensaios de fadiga sem exposição ao meio salino: AT não exposto e roleteado (vida em fadiga mais longa) não exposto.

Devido à sua menor influência em relação à pressão e avanço de roleteamento, a influência da velocidade e número de passes não foi investigada neste trabalho. Um valor intermediário de 30 m/min foi escolhido para a velocidade de roleteamento a fim de minimizar os efeitos da vibração da máquina sobre a qualidade superficial da peça.

O mesmo procedimento foi adotado para os demais parâmetros de entrada mantidos constantes, como o número de passes (um), o material da ferramenta (esfera cerâmica) e roleteamento com fluido lubrificante-refrigerante.

### **4.3 Análise por microscopia óptica**

A fim de avaliar o grau de deformação plástica subsuperficial induzido pelo roleteamento, foi realizada microscopia óptica da superfície da seção transversal das condições roleteadas e da condição torneada. As amostras foram submetidas inicialmente a um processo de preparação metalográfica, que incluiu corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico da superfície a ser analisada. Em seguida, as amostras foram examinadas em um microscópio óptico Olympus CX31 acoplado à câmera Olympus LC3. Foram obtidas imagens com diferentes níveis de ampliação para posterior análise.

### **4.4 Ensaios de dureza instrumentada**

Os testes de dureza foram conduzidos utilizando um ultra-microdurômetro Shimadzu DUH-W201S (Shimadzu Corporation), equipado com um penetrador do tipo Berkovich. Para a obtenção do perfil de dureza subsuperficial, utilizaram-se amostras classificadas como tipo I. O procedimento de ensaio seguiu o modo de carregamento *load-unload*, com aplicação de uma carga de 300 mN, velocidade de carregamento de 8 s e tempo de permanência sob carga de 5 s, conforme as orientações do manual do equipamento. As medições iniciaram-se a partir da profundidade de 0,05 mm, com intervalos de 0,1 mm, até atingir 1 mm. Para cada profundidade analisada, o valor de dureza corresponde à média de 20 medições.

#### 4.5 Análises por difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

Para as análises por EBSD das seções transversais dos corpos de prova foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura FEG Quanta 200 FEI, do Centro de Microscopia da UFMG, empregando um passo de 810 nm. Os dados foram tratados no software ATEX. O objetivo dessa análise foi verificar a efetividade do roleteamento em alterar a microestrutura subsuperficial do aço ABNT 1045 recozido, especialmente em relação ao refino de grãos.

#### 4.6 Ensaios de perfilometria

Ensaios de perfilometria foram realizados para analisar a rugosidade e a topografia dos corpos de prova de todas as condições roleteadas e da condição apenas torneada. Nesta etapa, foi utilizado o perfilômetro Hommelwerke Hommel Etamic T8000 com apalpador TKU300/600. A medição da rugosidade e obtenção da topografia ocorrem por meio do deslocamento de uma ponta cônica de diamante ( $90^\circ$  e  $5\ \mu\text{m}$ ) sobre a superfície, controlada pelo *software* Turbo Wave v7.55. Após a etapa de varredura, os dados são tratados e analisados a partir do *software* Hommelmap 6.2.

Para a aquisição da imagem tridimensional, definiu-se uma área de  $10\ \text{mm} \times 3\ \text{mm}$  a ser varrida pelo apalpador, com avanço lateral de  $10\ \mu\text{m}$  entre cada varredura. Os 300 perfis bidimensionais obtidos foram processados para gerar a imagem tridimensional da superfície. A configuração do equipamento utilizado é apresentada na Figura 4.5.

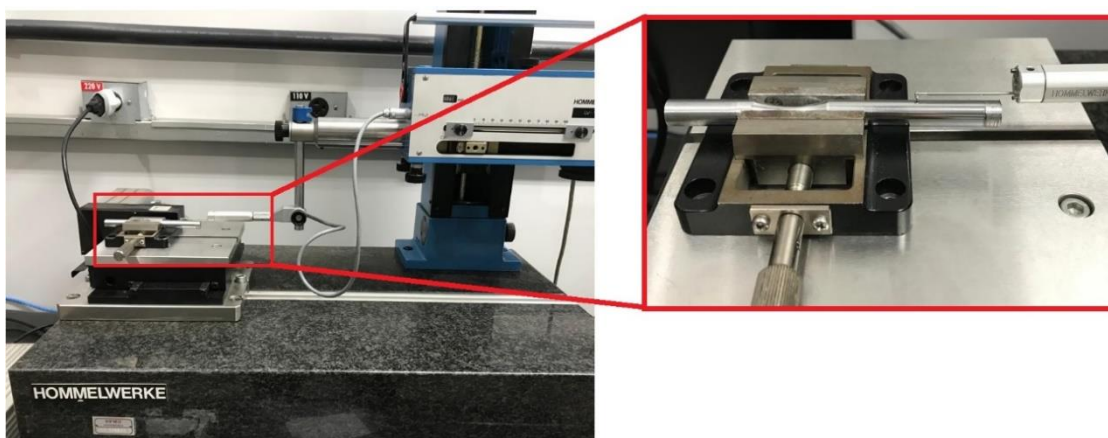


Figura 4.5: Ensaio de perfilometria das amostras  
Fonte: autor (2022).

#### 4.7 Ensaios de corrosão

Finalizada a perfilometria, o material excedente com 50 mm de comprimento foi removido do corpo de prova de fadiga e encaminhado aos ensaios destrutivos de corrosão eletroquímica (CE), realizados na condição usinada e em amostras roleteadas sob pressões de 40 e 140 bar, combinadas com avanços de 0,04 e 0,12 mm/rev (condições extremas de roleteamento). Para isso, utilizou-se um potenciostato IVIUM Vertex e uma célula eletroquímica padrão de três eletrodos, com eletrodo de referência Ag/AgCl. Os ensaios incluíram o monitoramento do potencial de circuito aberto (OCP) por 3600 s, seguido da espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS), com excitação senoidal de 10 mV em uma faixa de frequência de 0,01 a 100000 Hz. Em seguida, foram realizadas varreduras de polarização potenciodinâmica a uma taxa de 0,2 mV/s. Todos os ensaios foram conduzidos em solução de NaCl a 3,5% em peso, a 25 °C, com oxigênio dissolvido naturalmente. Para garantir a reprodutibilidade, quatro amostras foram testadas por condição. As condições experimentais estão resumidas na Tabela 4.3.

Tabela 4.3: Condições e níveis avaliados no ensaio de corrosão eletroquímica (CE)

<b>Condição</b>	<b>Pressão de roleteamento (bar)</b>	<b>Avanço da ferramenta (mm/rev)</b>	<b>Código</b>
<b>Torneado</b>	-	-	Torneada-CE
<b>Roleteado</b>	40	0,04	DR40-04-CE
<b>Roleteado</b>	40	0,12	DR40-12-CE
<b>Roleteado</b>	140	0,04	DR140-04-CE
<b>Roleteado</b>	140	0,12	DR140-12-CE

Já os corpos de prova de fadiga, referentes às diferentes condições roleteadas e à condição torneada, foram submetidos, após a perfilometria, à exposição em solução salina contendo 3,5% em peso de NaCl. O ensaio foi conduzido à temperatura ambiente, com duração de 72 horas. Para este ensaio, foi utilizado um enrolador automático de relógio que gira em torno do próprio eixo em um movimento circular uniforme a uma velocidade de 2,5 rpm. O dispositivo, originalmente com seis braços, foi adaptado para realizar o ensaio de corrosão de 12 corpos de prova simultaneamente. Em cada braço do dispositivo original foram inseridos dois recipientes em formato cilíndrico com diâmetro de 25 mm e comprimento de 130 mm. Cada recipiente recebeu uma amostra e foi

preenchido com a solução salina à temperatura ambiente e, em seguida, acionado, permanecendo em um movimento contínuo (sem interrupção) durante todo o ensaio.

A Figura 4.6 mostra a configuração do ensaio, no qual os recipientes giram continuamente em torno do próprio eixo e em torno do eixo central do dispositivo, garantindo a contínua homogeneização da solução eletrolítica e evitando que as amostras permaneçam em repouso ou em contato com a superfície do tubo.



Figura 4.6: Aparato utilizado para os ensaios de corrosão  
Fonte: autor (2022).

#### 4.8 Ensaio de fadiga após exposição ao meio salino

As amostras expostas ao meio corrosivo foram limpas em ultrassom para a remoção completa do eletrólito e, em seguida, encaminhadas à máquina de fadiga rotativa Fatigue Dynamics RBF-200, juntamente com as amostras não expostas à solução salina. A Tabela 4.4 apresenta todas as condições submetidas ao ensaio de fadiga mecânica.

Tabela 4.4: Condições submetidas ao ensaio de fadiga mecânica

Condição	P (bar)	$f_{dr}$ (mm/rev)	Exposto ao eletrólito	Código
<b>Torneado</b>	-	-	<b>Não</b>	<b>T-NE</b>
Torneado	-	-	Sim	T-E
Roleteado	40	0,04	Sim	DR40-04
Roleteado	40	0,08	Sim	DR40-08
Roleteado	40	0,12	Sim	DR40-12
Roleteado	90	0,04	Sim	DR90-04
Roleteado	90	0,08	Sim	DR90-08
Roleteado	90	0,12	Sim	DR90-12
Roleteado	140	0,04	Sim	DR140-04
Roleteado	140	0,08	Sim	DR140-08
Roleteado	140	0,12	Sim	DR140-12
<b>Roleteado</b>	<b>140</b>	<b>0,04</b>	<b>Não</b>	<b>DR140-04 NE</b>

A tensão a ser aplicada durante o ensaio (momento máximo de 22,6 N.m) foi determinada pelo deslocamento do contrapeso da própria máquina, empregando como referência o limite de escoamento do material. Além disso, a máquina permite selecionar a rotação desejada para os ensaios (rotação máxima 10000 rpm) e possui um mostrador digital que indica o número de ciclos realizados até a fratura do corpo de prova. A montagem do corpo de prova de fadiga mecânica na máquina é mostrada na Figura 4.7.

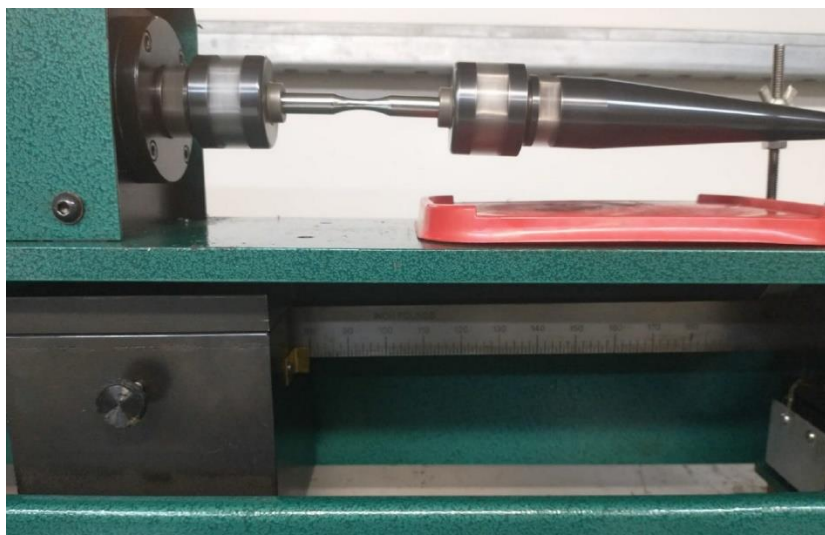


Figura 4.7: Detalhe da máquina de ensaio de fadiga por flexão rotativa  
Fonte: autor (2022).

#### **4.9 Análise por microscopia óptica tridimensional**

As superfícies roleteadas e torneada expostas à solução salina foram analisadas utilizando um microscópio com foco infinito Alicona InfiniteFocus SL, acoplado a um computador com o *software* Alicona Metrology Measurement para processamento e análise de imagens. Esse equipamento foi empregado na avaliação superficial da corrosão localizada por pites, permitindo a caracterização tridimensional da morfologia e das dimensões dos ataques corrosivos.

#### **4.10 Análise de fractografia**

Após os ensaios de fadiga, alguns corpos de prova foram selecionados para caracterização da superfície fraturada, utilizando novamente o microscópio eletrônico de varredura FEG Quanta 200 FEI do CM. Inicialmente, as imagens foram capturadas com uma ampliação que permitisse a observação integral da seção fraturada, operando com uma tensão de aceleração de 30 kV e uma distância de trabalho de cerca de 37 mm. Em seguida, foram utilizadas ampliações mais elevadas em áreas específicas com o intuito de identificar detalhes que contribuíssem para a determinação do caminho de propagação da trinca.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados e as análises de todas as etapas, apresentados na seguinte ordem: ensaio de compressão, microestrutura subsuperficial, perfil de dureza, EBSD, perfilometria, corrosão eletroquímica, fadiga mecânica, microscopia óptica tridimensional e fractografia.

### 5.1 Ensaio de compressão

A Figura 5.1 apresenta as curvas tensão-deformação verdadeira de cinco corpos de prova submetidos aos ensaios. Por se tratar de um ensaio de compressão, a curva não permite determinar um limite de resistência à tração (LRT) do material devido à ausência de fratura. Entretanto, a finalidade deste ensaio consiste em determinar o limite de escoamento do material, o qual será utilizado como parâmetro para a determinação da carga aplicada no ensaio de fadiga mecânica. Além das cinco curvas tensão-deformação verdadeira sobrepostas, tem-se uma ampliação do patamar de escoamento, a partir do qual é possível definir, por meio de uma média aritmética simples dos valores máximo e mínimo do patamar, um limite de escoamento de 290 MPa ( $\pm 7$  MPa) para o aço ABNT 1045 recozido. Sousa (2016) submeteu o aço ABNT 1045 a diversos tratamentos térmicos, dentre eles o recozimento completo. Após ensaio de tração de três corpos de prova, o limite de escoamento médio obtido para o aço ABNT 1045 nesta condição foi 303 MPa. Assim, devido à variação de composição química para esta classe (dentro da faixa prevista) e considerando os diversos tratamentos termomecânicos possíveis de serem aplicados neste aço, nota-se que o aço ABNT 1045 ou equivalente cuja dureza varie entre 170 a 210 HB deve apresentar um limite de escoamento na faixa de 300 a 380 MPa (EDWARD, 2018). Levando em consideração a dureza medida do aço ABNT 1045 recozido (173 HV ou 165 HB), o valor médio do limite de escoamento obtido encontra-se próximo ao valor mínimo da faixa de valores apresentada pela literatura (diferença de 3,5% do valor mínimo).

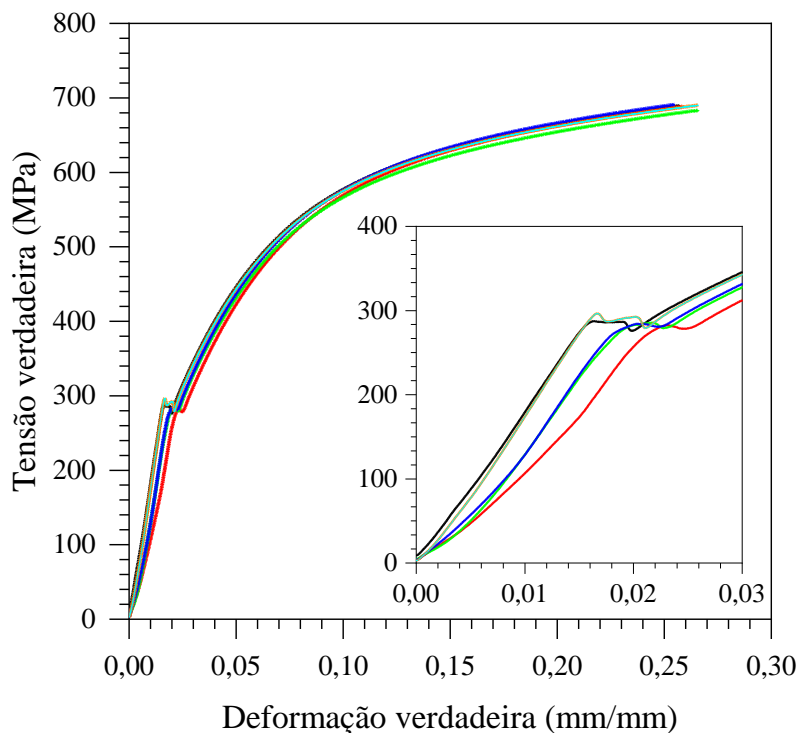


Figura 5.1: Curvas tensão-deformação verdadeira do aço ABNT 1045 recozido após ensaio de compressão  
 Fonte: autor (2022).

## 5.2 Microestrutura subsuperficial

A análise da microestrutura subsuperficial do aço ABNT 1045 recozido, antes e após o roleteamento, teve como objetivo verificar se a variação dos parâmetros de roleteamento (pressão e avanço) teve influência sobre as alterações microestruturais abaixo da superfície do material. Dentre as técnicas empregadas, destacam-se: imagens da região subsuperficial obtidas por microscopia óptica da seção transversal, perfis de dureza abaixo da superfície e análises por difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

### 5.2.1 Grau de deformação plástica abaixo da superfície

A Figura 5.2 ilustra a microestrutura subsuperficial do aço ABNT 1045 recozido na condição torneada (FIGURA 5.2a) e após o roleteamento com diferentes combinações de parâmetros (FIGURAS 5.2b–e). Observa-se uma evolução gradual e não

homogênea da deformação plástica abaixo da superfície à medida que a pressão de roleteamento aumenta.

Em comparação com a condição torneada, que apresenta grãos de ferrita equiaxiais e colônias de perlita bem definidas, as amostras roleteadas exibem alterações microestruturais marcantes, caracterizadas por grãos de ferrita alongados e lamelas perlíticas distorcidas, alinhadas paralelamente à superfície. Mesmo sob a condição menos severa (40 bar com avanço de 0,04 mm/rev), já são evidentes o alongamento dos grãos e a deformação plástica nas proximidades da superfície (FIGURA 5.2b).

Esse efeito torna-se significativamente mais pronunciado quando a pressão é aumentada para 140 bar, combinada com o menor avanço (0,04 mm/rev), resultando em um grau mais elevado de deformação plástica que se estende mais profundamente no material (FIGURA 5.2d). Por outro lado, quando o avanço é aumentado para ambos os níveis de pressão, observa-se uma redução clara na intensidade e profundidade da deformação plástica, conforme ilustrado nas Figuras 5.2c e 5.2e.

Esta tendência destaca que avanços mais baixos, combinados com pressões mais elevadas, são mais eficazes na indução de deformação plástica subsuperficial intensa e profunda.

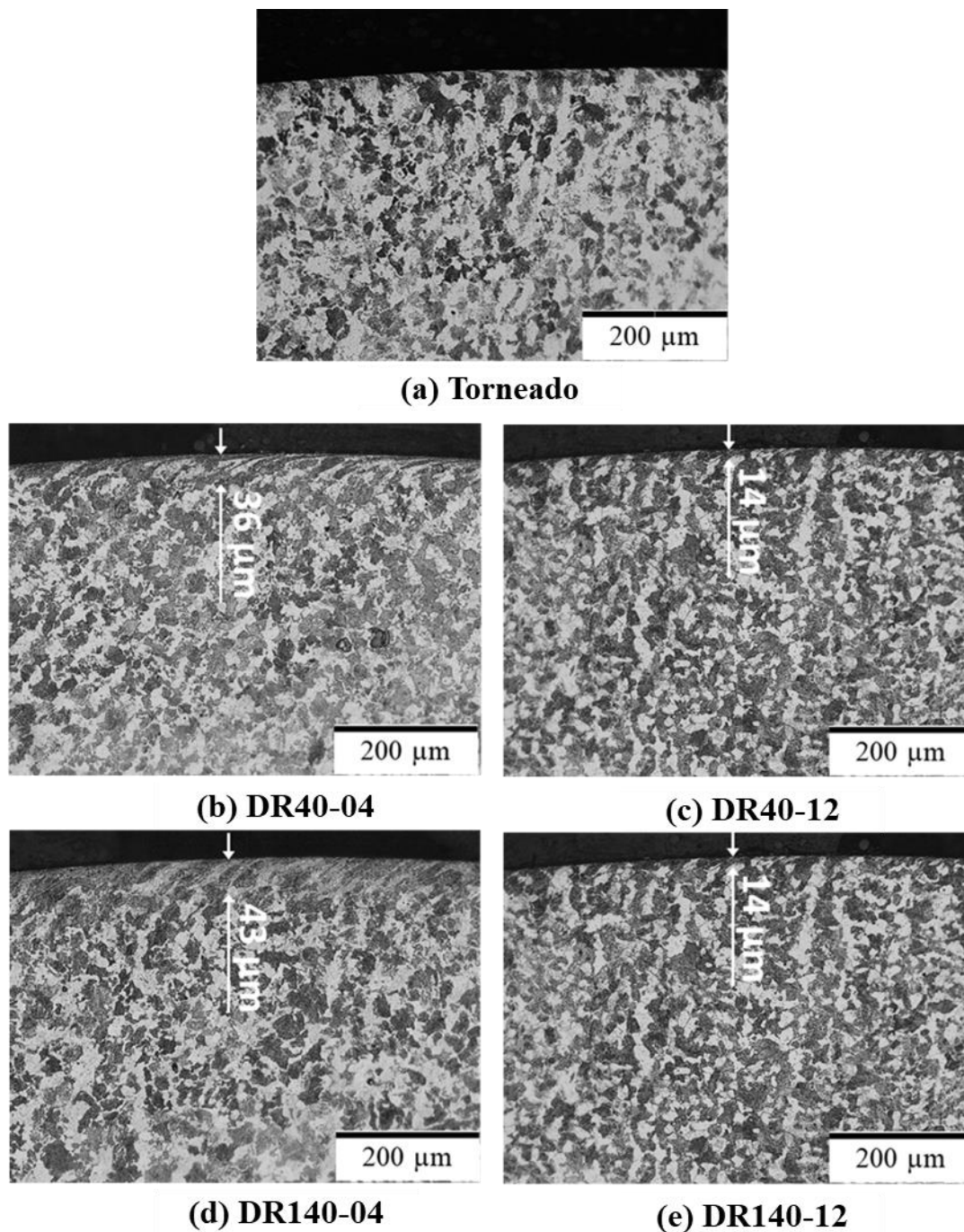


Figura 5.2: Análise microestrutural do aço ABNT 1045 recozido para as seguintes condições: (a) torneado, (b) roleteado a 40 bar e 0,04 mm/rev, (c) roleteado a 40 bar e 0,12 mm/rev, (d) roleteado a 140 bar e 0,04 mm/rev e (e) roleteado a 140 bar e 0,12 mm/rev

Fonte: autor (2024)

Embora as tensões residuais não tenham sido avaliadas no presente estudo, é amplamente reconhecido na literatura que a deformação plástica severa induzida pelo roleteamento leva inevitavelmente à geração de tensões residuais compressivas de elevada magnitude e profundidade (Goswami *et al.*, 2019). Conforme Withers e Bhadeshia (2001), essas tensões residuais decorrem de incompatibilidades e

heterogeneidades localizadas no interior do material, associadas principalmente à deformação plástica não uniforme.

Portanto, considerando a clara evidência de deformação plástica subsuperficial significativa observada na Figura 5.2, é plenamente razoável afirmar que o roleteamento promoveu a introdução de tensões residuais compressivas na região subsuperficial do aço AISI 1045 recozido.

### 5.2.2 Dureza

Além da avaliação do grau de deformação plástica, foi analisado o perfil de dureza subsuperficial do aço AISI 1045 recozido, tanto antes quanto após o processo de roleteamento. A Figura 5.3 apresenta os perfis de dureza do material nas condições torneada e roleteada. Conforme mostrado, a dureza máxima nas amostras roleteadas encontra-se na região próxima à superfície, especificamente a uma profundidade de 30  $\mu\text{m}$ . Nessa profundidade, as superfícies submetidas ao roleteamento com 140 bar e avanço de 0,04 mm/rev apresentaram um aumento de 20,83 % na dureza em relação à condição torneada (de 2,420 para 2,925 MPa).

A partir desse ponto, os valores de dureza diminuem progressivamente, atingindo níveis semelhantes aos da condição torneada por volta de 200  $\mu\text{m}$  de profundidade. A análise estatística realizada com o teste de Tukey confirma que as diferenças nas médias de dureza entre as condições torneada e roleteada são estatisticamente significativas até a profundidade de 180  $\mu\text{m}$ . Por outro lado, não foram observadas diferenças estatisticamente significativas entre as diferentes combinações de parâmetros de roleteamento avaliadas.

Esses resultados demonstram que o roleteamento é eficaz em aumentar a dureza superficial do aço AISI 1045 recozido até uma profundidade de 200  $\mu\text{m}$ , independentemente das combinações de parâmetros utilizadas no processo.

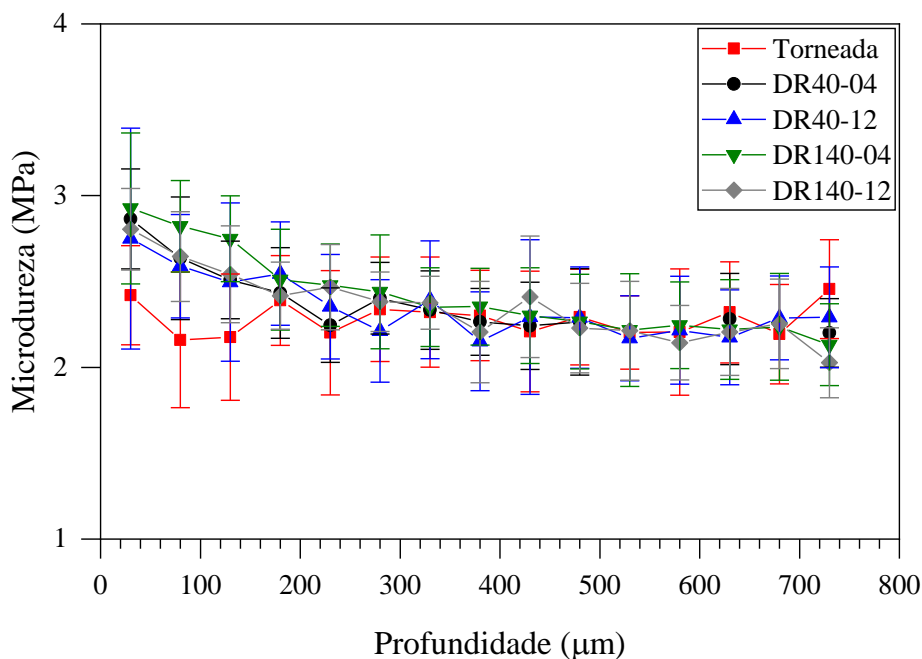


Figura 5.3: Perfil de dureza na subsuperfície do aço ABNT 1045 recozido para as seguintes condições: (a) torneado, (b) roleteado a 40 bar e 0,04 mm/rev, (c) roleteado a 40 bar e 0,12 mm/rev, (d) roleteado a 140 bar e 0,04 mm/rev e (e) roleteado a 140 bar e 0,12 mm/rev  
Fonte: autor (2024)

### 5.2.3 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

A Figura 5.4 apresenta as figuras de polo inversa (coluna da esquerda) e o mapa da banda de contraste com o grau de orientação dos grãos (coluna da direita), cujo objetivo foi verificar a influência do torneamento e do roleteamento (140 bar) – com os seus respectivos avanços mais extremos (0,04 e 0,12 mm/rev) – sobre a microestrutura do aço ABNT 1045 recozido, especialmente sobre o refinamento de grãos subsuperficiais. Comparando as análises de EBSD do aço apenas torneado (FIGURA 5.4a) com o aço roleteado (FIGURAS 5.4b e 5.4c) nota-se uma clara modificação da microestrutura do material após o roleteamento, que favoreceu o refinamento dos grãos na região próxima a superfície. Analisando qualitativamente as imagens, percebe-se a ocorrência de grãos refinados em camadas mais profundas para a pressão de 140 bar e avanço de 0,04 mm/rev (FIGURAS 5.4b). Por sua vez, a Figura 5.4c apresenta o material roleteado a 140 bar de pressão e 0,12 mm/rev, onde nota-se, também, um refinamento dos grãos subsuperficiais em relação ao material não tratado pelo roleteamento, porém, observa-se que esta condição não possibilitou o refinamento de grãos em uma camada tão profunda quanto aquela verificada para a condição de 140 bar de pressão e 0,04 mm/rev de avanço.

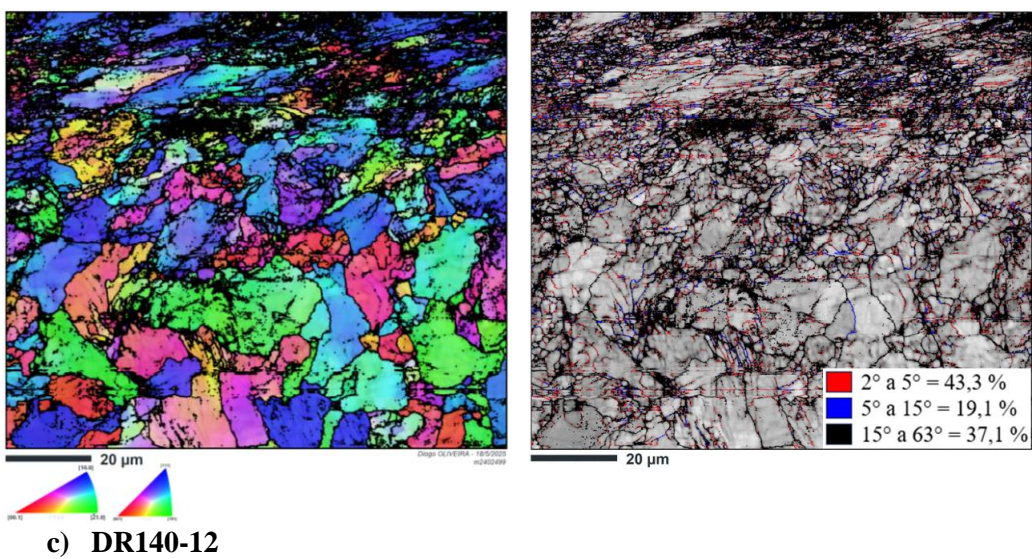
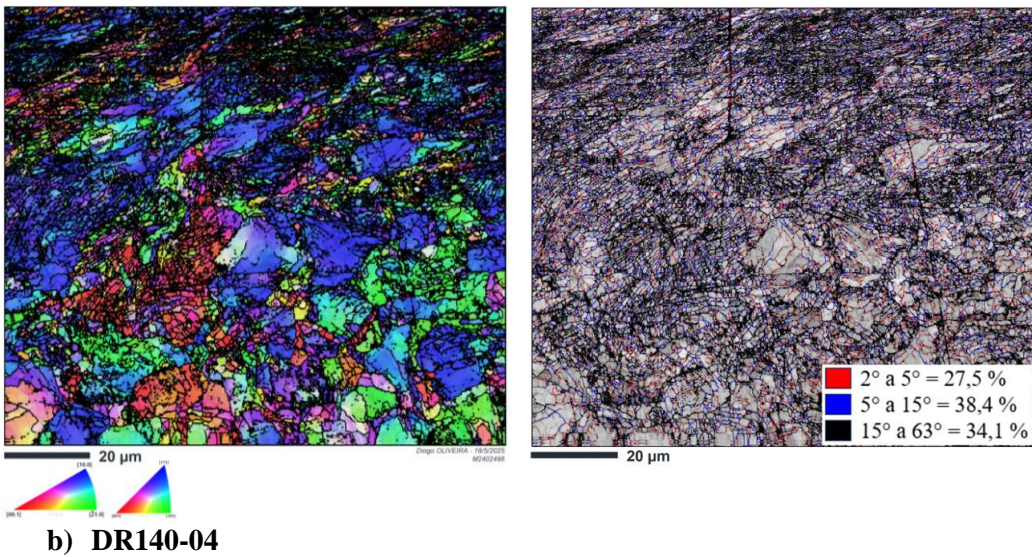
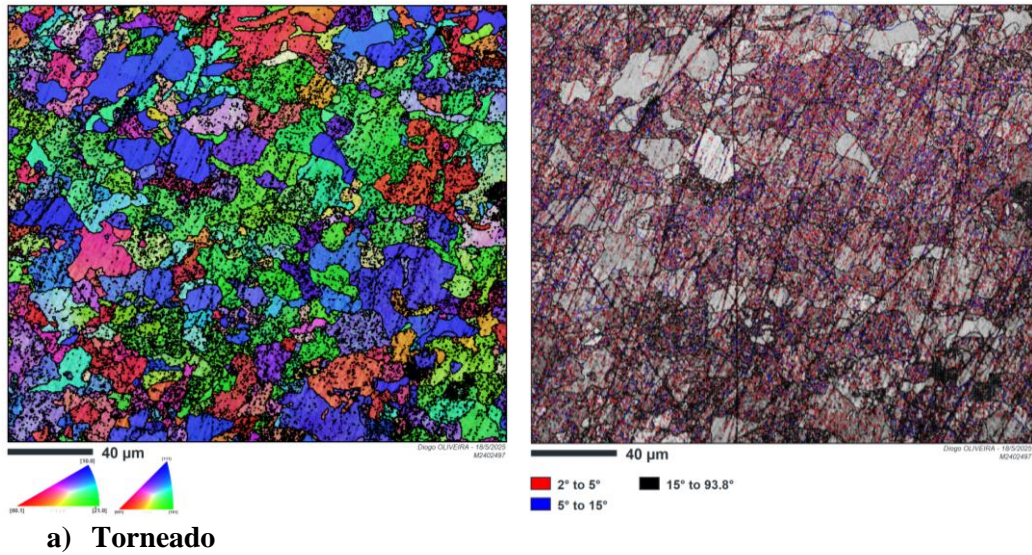


Figura 5.4 Análise de EBSD do aço ABNT 1045 recozido para as seguintes condições: (a) torneado, (b) roleteado a 140 bar e 0,04 mm/rev e (c) roleteado a 140 bar e 0,12 mm/rev

Fonte: autor (2024)

Essa deformação plástica em camadas mais profundas conseguidas pelo uso do avanço mais baixo deve-se à produção de uma camada de deformação mais intensa e uniforme, como resultado do acúmulo de deformação plástica conseguida com a redução deste parâmetro (EGEA *et al.*, 2019). Segundo os pesquisadores, à medida que se aumenta o avanço de roleteamento, os pontos de deformação ficam cada vez mais espaçados, diminuindo, assim, a intensidade da tensão aplicada em um ponto infinitesimal. Denkena *et al.* (2018) explicam que a redução do avanço aumenta o fator de sobreposição ( $u$ ) da ferramenta (FIGURA 3.9) sobre um ponto específico da superfície, o que possibilita uma deformação plástica mais efetiva desta. A análise de EBSD, portanto, confirma a modificação da microestrutura do material roleteado, corroborando o resultado observado na Figura 5.2 (microscopia óptica da seção transversal) e também na Figura 5.3, a qual sugere um aumento estatisticamente significativo da dureza subsuperficial do aço roleteado a 140 bar de pressão e 0,04 mm/rev de avanço até uma profundidade de 180  $\mu\text{m}$ . Além de favorecer o aumento da dureza, a mudança microestrutural apontada pela análise EBSD para as condições roleteadas a 140 bar favorece também a indução de tensões residuais de compressão na subsuperfície desse material.

### 5.3 Perfilometria

Os parâmetros de rugosidade selecionados para serem estudados neste trabalho foram: o desvio aritmético médio ( $R_a$ ), a profundidade máxima do vale ( $R_v$ ), a altura máxima de pico ( $R_p$ ) e a altura máxima do perfil ( $R_z$ ). O desvio aritmético médio ( $R_a$ ) foi escolhido por ser um dos parâmetros de rugosidade mais utilizados acadêmica e industrialmente para descrever a topografia de uma superfície. A profundidade máxima do vale ( $R_v$ ), a altura máxima de pico ( $R_p$ ) e altura máxima do perfil ( $R_z$ ) foram escolhidas devido a sua possível influência sobre a resistência à corrosão dos metais. Segundo a norma ABNT NBR ISO 4287 (2002),  $R_z$  é a soma de  $R_v$  e  $R_p$ . Alguns pesquisadores como Li & Li (2006) afirmam que uma superfície mais rugosa, isto é, com uma maior amplitude entre altura de picos e profundidade de vales tende a sofrer um processo corrosivo mais intenso, pois enquanto os elétrons nos picos escapam mais facilmente para o eletrólito, os elétrons no fundo dos vales estão circundados por núcleos atômicos que dificultam a sua

migração para o exterior do material. Esta dinâmica criaria uma diferença de potencial de eletrodo que leva a formação de pilhas de corrosão localizada.

Portanto, esses parâmetros podem ser de grande utilidade na análise da influência da rugosidade sobre a resistência à fadiga mecânica após a exposição à solução salina, visto que esses pontos de grandes amplitudes espalhados sobre a superfície podem servir tanto como concentradores de tensão, como locais mais susceptíveis à corrosão localizada em função da formação de pilhas eletroquímicas.

Os valores de  $R_a$ ,  $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$  obtidos por meio de perfilometria para todas as amostras são apresentados nas Tabelas A.1 a A.4 (Apêndice A). Além das nove condições de roleteamento, há também os respectivos valores para a condição do material apenas torneado (AT), a fim de verificar a efetividade do tratamento mecânico de superfícies sobre a rugosidade do aço ABNT 1045 recozido.

Além da obtenção dos parâmetros de rugosidade, foram geradas imagens tridimensionais das superfícies antes e depois do roleteamento, as quais permitem analisar qualitativamente a efetividade deste processo de tratamento mecânico sobre o acabamento superficial do aço.

### 5.3.1 Influência do roleteamento sobre a rugosidade

A Figura 5.5 apresenta um gráfico de barras com os valores médios de  $R_a$  para a condição apenas torneada (AT) e para todas as condições roleteadas. Como pode ser visto, houve uma redução considerável dos valores de  $R_a$  após o roleteamento. Enquanto a condição AT apresentou um  $R_a$  médio superior a  $1,0 \mu\text{m}$ , o uso do roleteamento, independentemente da combinação de parâmetros, possibilitou a redução de  $R_a$  para valores abaixo de  $0,4 \mu\text{m}$ . Entretanto, dentre as condições roleteadas é possível perceber, qualitativamente, um leve aumento de  $R_a$  para a condição mais extrema de pressão (140 bar) e avanço mais alto (0,12 mm/rev). A análise estatística dos efeitos dos parâmetros de roleteamento será feita na seção 5.3.2.

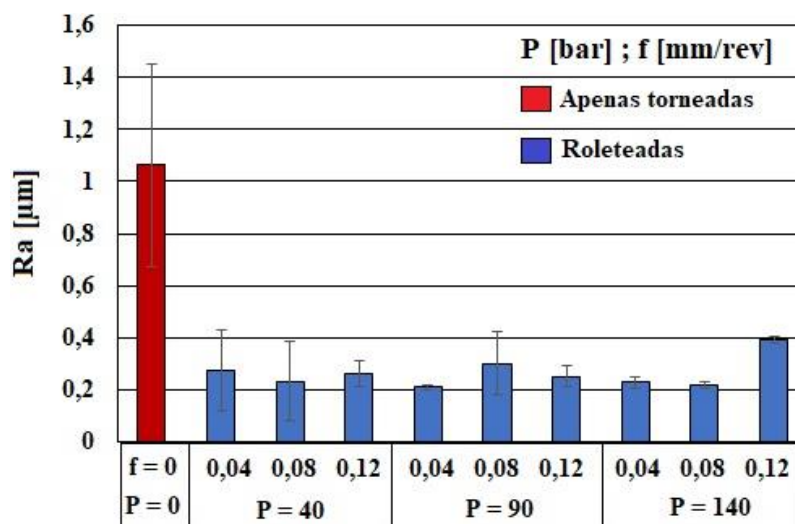


Figura 5.5: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre Ra  
Fonte: autor (2022).

A Figura 5.6 apresenta os resultados dos parâmetros de rugosidade ( $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$ ) para a condição AT e para as condições de roleteamento. Assim como para  $R_a$ , percebe-se uma acentuada redução de  $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$  após o roleteamento. Tomando como base  $R_z$ , o gráfico mostra que o seu valor médio para a condição AT ( $R_z = 6,39 \mu\text{m}$ ) foi reduzido em mais de três vezes após o roleteamento ( $R_z < 2,0 \mu\text{m}$ ), exceto para duas condições, dentre elas, novamente a condição mais extrema ( $P = 140 \text{ bar}$  e  $f_{dr} = 0,12 \text{ mm/rev}$ ) que resultaram em uma sutil elevação desses parâmetros. Ainda assim, essas duas condições de roleteamento forneceram valores médios de  $R_z$  pelo menos duas vezes menores do que a condição AT. A análise estatística da influência dos parâmetros de roleteamento sobre  $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$  também será feita na seção 5.3.2.

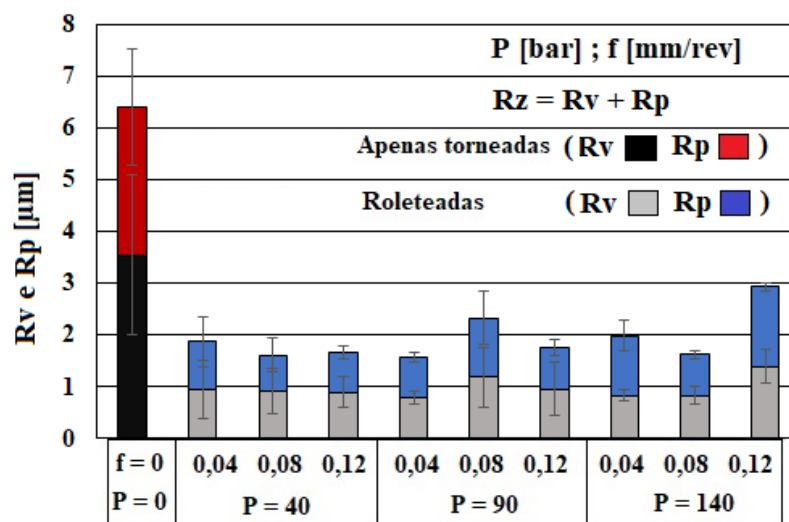


Figura 5.6: Influência do roleteamento sobre  $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$   
Fonte: autor (2022).

Para poder afirmar a efetividade do roleteamento sobre a redução da rugosidade do material, foi realizado o teste de Tukey para comparação da média dos valores da condição apenas torneado (AT) e das demais condições roleteadas. O resultado deste teste permite determinar se pelo menos um grupo se difere dos demais, o que, por sua vez, possibilita inferir se houve ou não influência do tratamento mecânico de superfície sobre os resultados.

A Figura 5.7 apresenta o resultado do teste de Tukey para todos os parâmetros de rugosidade. De acordo com o teste, pode-se concluir que a média dos valores de todos os parâmetros de rugosidade para a condição AT são estatisticamente diferentes das condições roleteadas, independentemente da combinação de parâmetros utilizada no roleteamento. Além disso, todos os valores do valor-p obtidos por meio da análise de variância (ANOVA) foram inferiores a 5%, o que comprova que as amostras apenas torneadas pertencem a um grupo diferente das amostras roleteadas. Os gráficos com as médias dos dois grupos (AT e roleteadas) e os seus respectivos valor-p, para todos os parâmetros de rugosidade ( $R_a$ ,  $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$ ), são mostrados na Figura 5.7.

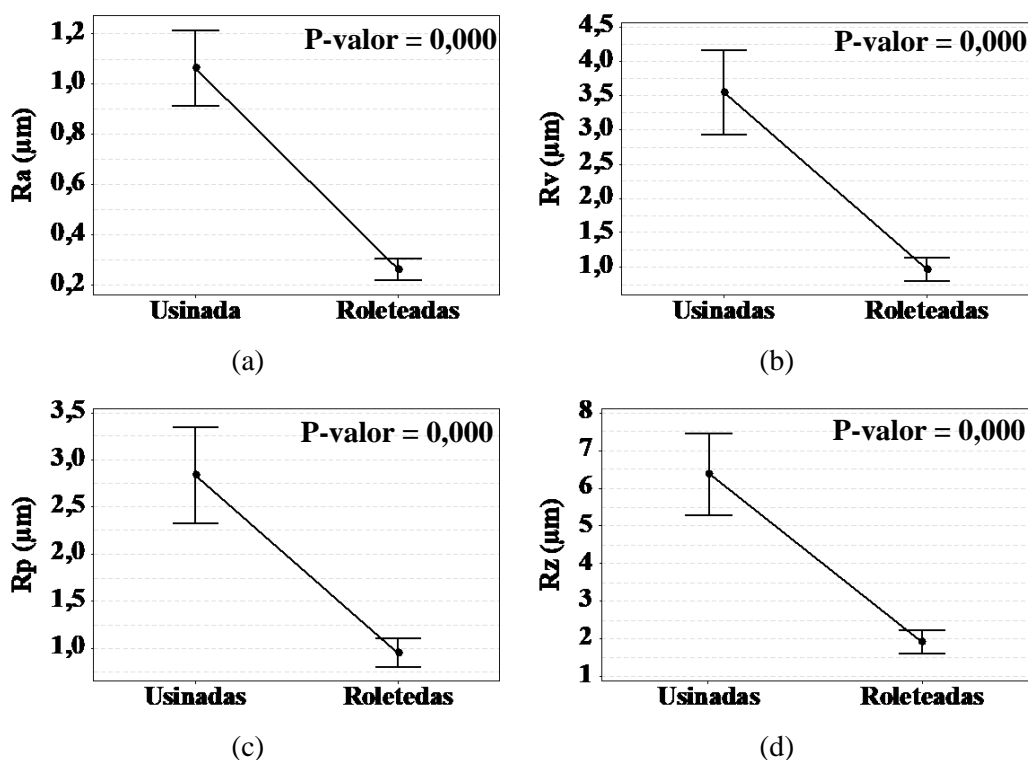


Figura 5.7: Teste de Tukey para os parâmetros de rugosidade das condições torneada e roleteadas: (a)  $R_a$ , (b)  $R_v$ , (c)  $R_p$  e (d)  $R_z$

Fonte: autor (2022).

A partir dos resultados apresentados nas Figuras 5.5 e 5.6 e com base na análise estatística desses dados, fica evidenciada a significativa redução dos valores de todos os parâmetros de rugosidade do aço ABNT 1045 recozido após o roleteamento.

Com base nos resultados de  $R_a$  apresentados na Figura 5.5 e na análise do teste de Tukey (FIGURA 5.7a), o roleteamento não só reduziu a rugosidade de maneira significativa em relação ao material não roleteado (AT), como todas as combinações de pressão e avanço de roleteamento permitiram uma redução de rugosidade quase quatro vezes do valor inicial do material AT, cuja média foi  $R_a = 1,06 \mu\text{m}$ , enquanto todas as condições de roleteamento forneceram valores médios de  $R_a$  inferiores a  $0,3 \mu\text{m}$ . Dentre todas as condições de roleteamento, apenas a condição mais extrema de pressão e avanço ( $P = 140 \text{ bar}$  e  $f_{dr} = 0,12 \text{ mm/rev}$ ) resultou em um  $R_a$  médio superior a  $0,3 \mu\text{m}$  ( $R_a = 0,39 \mu\text{m}$ ), como pode ser observado na Figura 5.5.

Da mesma forma, por meio dos resultados dos parâmetros de rugosidade  $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$  mostrados na Figura 5.6 e utilizando dos resultados do teste de Tukey para esses parâmetros, apresentados nas Figuras 5.7b a 5.7d, nota-se uma forte influência do roleteamento sobre os valores de  $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$  em relação à condição AT.

A profundidade máxima do vale ( $R_v$ ) para a condição AT, por exemplo, teve seu valor médio ( $R_v = 3,54 \mu\text{m}$ ) reduzido em mais de 3,5 vezes, com todas as condições (exceto a condição mais extrema de pressão e avanço) atingindo valores médios de  $R_v$  inferiores a  $0,95 \mu\text{m}$ . Assim como a profundidade máxima do vale, a altura máxima de pico ( $R_p$ ) também teve seus valores reduzidos pelo roleteamento. Novamente, o valor médio mais alto de  $R_p$  dentre as condições roleteadas foi obtido pela condição mais extrema de pressão ( $P = 140 \text{ bar}$ ) e avanço ( $f_{dr} = 0,12 \text{ mm/rev}$ ). Ainda assim, o valor de  $R_p$  para esta condição ( $1,53 \mu\text{m}$ ) foi quase duas vezes menor do que o valor obtido a partir da condição torneada ( $R_p = 2,84 \mu\text{m}$ ). Por fim, o gráfico de barras e o teste de Tukey para a altura máxima do perfil ( $R_z$ ) apresentados, respectivamente, nas Figuras 5.6 e 5.7d, confirmam a considerável redução dos seus valores para as condições roleteadas em relação à condição torneada, a qual apresentou um valor médio de  $R_z = 6,39 \mu\text{m}$ .

Essa redução da rugosidade possibilitada pelo roleteamento pode ser atribuída à deformação plástica dos picos de rugosidade imposta pela ferramenta de roleteamento, que possibilita um fluxo de material dos picos para o interior dos vales, suavizando a superfície do material e, como resultado, melhorando seu acabamento superficial.

Ensaio de perfilometria foram realizados nas superfícies das amostras nas condições torneada (AT) e roleteadas (DR), com o objetivo de obter dados qualitativos que corroborassem a efetividade do roleteamento na redução da rugosidade. As imagens tridimensionais permitiram analisar a topografia superficial antes e depois do tratamento, conforme ilustrado na Figura 5.8. A Figura 5.8a apresenta a superfície de uma amostra parcialmente roleteada, evidenciando a transição entre as regiões torneada e roleteada. Nessa condição (pressão de 140 bar e avanço de 0,04 mm/rev), observa-se uma melhora significativa da qualidade superficial. A redução da rugosidade é visível pelo desaparecimento das marcas de avanço do torneamento, resultado da deformação plástica dos picos da superfície promovida pela ação da ferramenta de roleteamento. O valor médio de  $R_a$  obtido nessa condição foi de 0,22  $\mu\text{m}$ . Já a Figura 5.8b mostra a sobreposição dos perfis bidimensionais de rugosidade da condição torneada (AT) e da condição roleteada (DR), evidenciando a acentuada redução da amplitude da rugosidade após o tratamento.

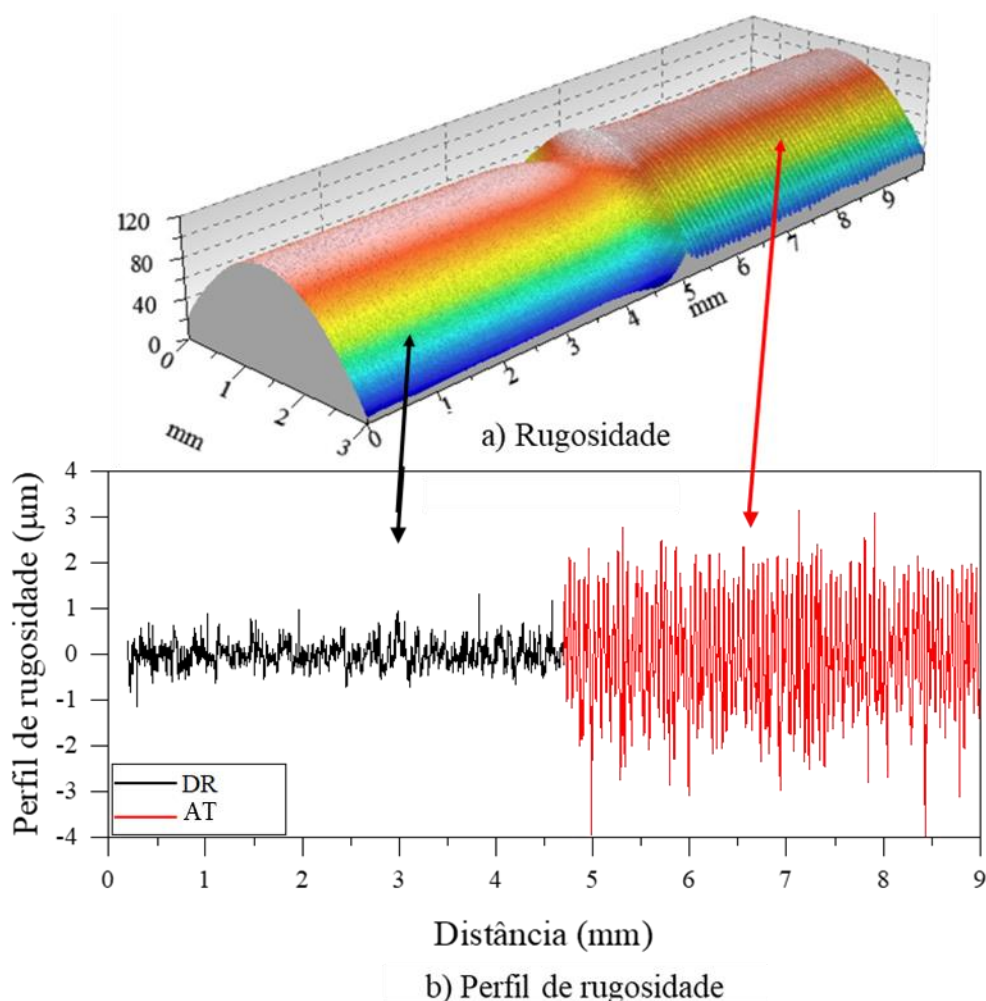


Figura 5.8: Análise de perfilometria: (a) região de transição entre o segmento roleteado ( $R_a = 0,22 \mu\text{m}$ ) e o segmento torneado ( $R_a = 1,06 \mu\text{m}$ ) e (b) perfil bidimensional da rugosidade antes e depois do roleteamento. Fonte: autor (2022).

Embora o roleteamento seja comprovadamente efetivo no aperfeiçoamento da qualidade superficial do aço ABNT 1045 recozido, garantindo uma redução significativa da rugosidade deste aço em relação à condição AT, nota-se dentre os valores de rugosidade obtidos para as condições roleteadas uma ligeira variação, especialmente para a pressão e avanço mais elevados. Dessa forma, uma análise estatística levando em consideração somente as condições roleteadas foi realizada a fim de verificar a influência da pressão e do avanço de roleteamento sobre os parâmetros de rugosidade supracitados.

### 5.3.2 Influência dos parâmetros de roleteamento sobre a rugosidade

A Figura 5.9 apresenta os valores médios de  $R_a$  para todas as condições roleteadas. Como mostrado no gráfico, o  $R_a$  médio para todas as condições de

roleteamento foi inferior a  $0,3 \mu\text{m}$ , exceto para a condição de pressão (140 bar) e avanço (0,12 mm/rev) mais altos. Nota-se que para a pressão de roleteamento em 140 bar, o uso do avanço mais elevado (0,12 mm/rev) levou a um aumento significativo de  $R_a$ . Dentre todas as condições de pressão, esta foi a única que, ao ser mantida constante, a elevação do avanço para o valor mais alto resultou em uma variação de  $R_a$  estatisticamente diferente das demais condições de avanço, como pode ser visto pelas barras de erro.

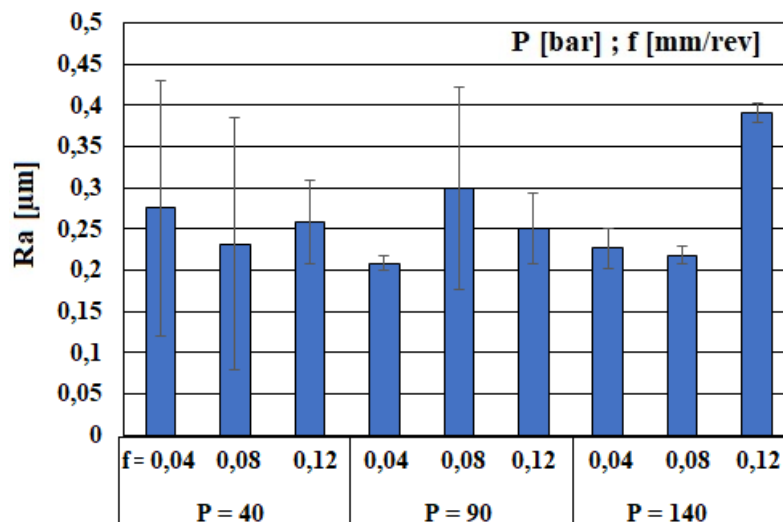


Figura 5.9: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre  $R_a$   
 Fonte: autor (2022).

A análise estatística (nível de significância de 95%) de  $R_a$  após o roleteamento sugeriu a adequação do modelo. A Figura 5.10 mostra o gráfico obtido pelo teste de normalidade de Anderson-Darling para  $R_a$ , em que o valor-p maior do que 5% sugere uma distribuição normal dos valores e, consequentemente, valida o modelo. Além do valor-p superior a 5%, o gráfico de probabilidade normal para  $R_a$  indica que os valores dos resíduos transformados estão organizados ao longo e próximos da linha reta de distribuição normal.

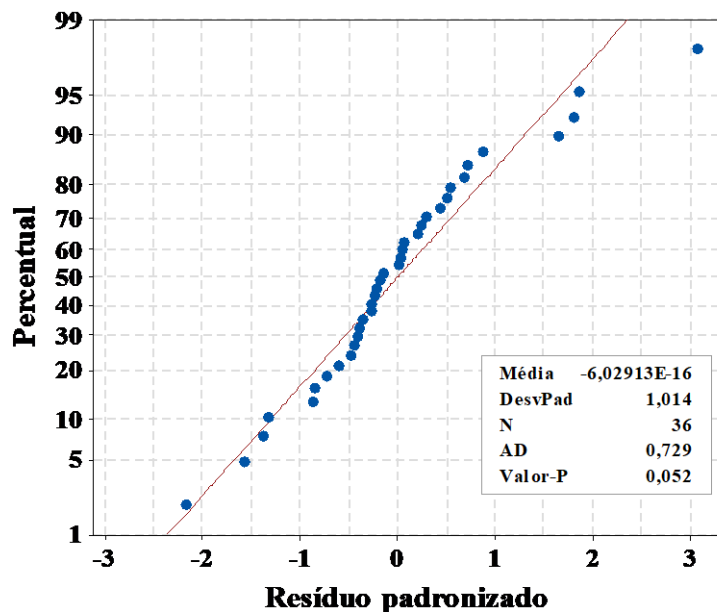


Figura 5.10: Gráfico de probabilidade normal para Ra  
Fonte: autor (2022).

A Figura 5.11 traz, além do gráfico do teste de normalidade (FIGURA 5.11a), o gráfico de resíduos em função dos ajustes (FIGURA 5.11b), o histograma (FIGURA 5.11c) para avaliar se os dados são assimétricos ou espúrios, e o gráfico de resíduos em função da ordem (FIGURA 5.11d) os quais devem ser utilizados para avaliar a adequação do modelo. Segundo Montgomery (2012), para que um modelo seja adequado os valores dos resíduos em função dos ajustes (FIGURA 5.11b) não devem ser estruturados, isto é, não devem seguir um padrão óbvio. Além disso, se os erros forem distribuídos normalmente, 95% dos resíduos padronizados devem estar contidos no intervalo de  $\pm 2$ . Como mostra o gráfico de resíduos para  $R_a$  da Figura 5.11b, 34 (94,44%) dos 36 pontos estão neste intervalo, o que reforça a distribuição normal dos valores. O histograma na Figura 5.11c indica que a frequência dos resíduos de  $R_a$  é igualmente distribuída no intervalo de  $\pm 2$  e a maior frequência está concentrada em zero. Finalmente, o gráfico de resíduos em função da ordem (FIGURA 5.11d) é utilizado para verificar se existe relação entre os resíduos, se são variáveis aleatórias e independentes entre si. Pela análise deste gráfico, percebe-se, mais uma vez, que os dados estão aleatoriamente distribuídos em relação à ordem de observação, além de 94,44% dos resíduos estarem contidos no intervalo de  $\pm 2$ .

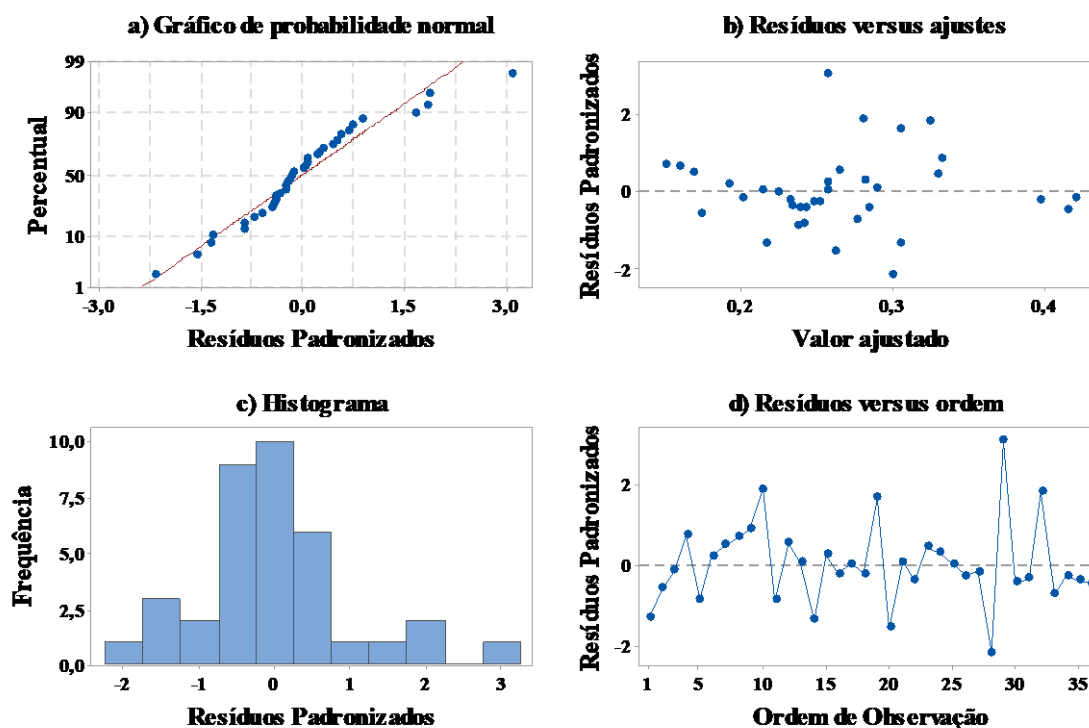


Figura 5.11: Gráficos de resíduos padronizados de  $R_a$ : a) gráfico de probabilidade normal, b) resíduos versus ajustes, c) histograma e d) resíduos versus ordem  
 Fonte: autor (2022).

Em seguida, foi realizada uma análise de variância (ANOVA) dos resultados a fim de determinar a influência dos parâmetros de roleteamento sobre  $R_a$ . Os resultados indicaram que os parâmetros de roleteamento (pressão e avanço), para os níveis avaliados, não tiveram influência sobre a variação do desvio médio aritmético. Os valores do valor-p para a pressão, para o avanço e para a combinação dos dois parâmetros foram todos superiores a 5%. A Tabela A.5 contendo os dados da ANOVA para  $R_a$  encontra-se no Apêndice A. O mesmo procedimento foi utilizado para verificar a influência dos parâmetros de roleteamento sobre a profundidade máxima do vale ( $R_v$ ), a altura máxima de pico ( $R_p$ ) e altura máxima do perfil ( $R_z$ ).

A Figura 5.12 mostra os valores de  $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$  para todas as condições de roleteamento, mais uma vez evidenciando o aumento dos valores destes parâmetros para a condição mais extrema de pressão (140 bar) e avanço (0,12 mm/rev).

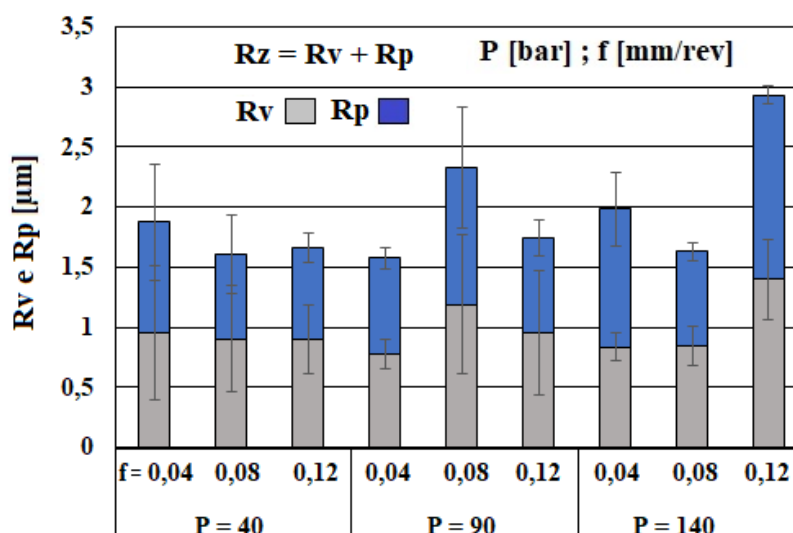


Figura 5.12: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre  $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$   
 Fonte: autor (2022).

Para um nível de significância de 95%, todos os modelos são adequados pois apresentam distribuição normal. Os gráficos de probabilidade normal com os resultados do valor-p, todos eles superiores a 5% para os parâmetros de rugosidade ( $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$ ), se encontram no Apêndice B (FIGURA B1). Além desses, os respectivos gráficos com os resíduos padronizados para os dados de rugosidade ( $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$ ), incluindo os gráficos de probabilidade normal, os gráficos de resíduos em função dos ajustes, os histogramas e os gráficos de resíduos em função da ordem encontram-se nas Figuras B2 a B4 (Apêndice B). Esses dados confirmam a normalidade do modelo proposto.

Após atestar a normalidade do modelo, foi realizada a análise de variância dos valores de  $R_v$ ,  $R_p$  e  $R_z$ . Para a profundidade máxima do vale ( $R_v$ ), todos os valores de valor-p obtidos para a pressão, avanço, e para a combinação dos dois fatores foi superior a 5%, o que mostra que, assim como para  $R_a$ , a variação dos parâmetros de roleteamento não teve influência sobre  $R_v$ . A Tabela A.6 (Apêndice A) apresenta os valores da ANOVA para este parâmetro.

Por outro lado, a análise de variância mostrou que a pressão de roleteamento, e a interação entre pressão e avanço foram significativas e tiveram influência sobre os valores da altura máxima de pico ( $R_p$ ). A Tabela 5.1 apresenta a ANOVA para a altura máxima de pico ( $R_p$ ) com os valores de valor-p para a pressão e para a interação de dois fatores (pressão e avanço) inferiores a 5%, sugerindo a influência desses parâmetros sobre os valores de  $R_p$ .

Tabela 5.1: Análise de variância de  $R_p$ 

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
<b>Modelo</b>	11	2,9467	0,26789	3,90	0,003
<b>Blocos</b>	3	0,5977	0,19924	2,90	0,056
<b>Linear</b>	4	0,9627	0,24066	3,50	0,022
<b>Pressão</b>	<b>2</b>	<b>0,8239</b>	<b>0,41197</b>	<b>5,99</b>	<b>0,008</b>
<b>Avanço</b>	2	0,1387	0,06936	1,01	0,379
<b>Interações de 2 fatores</b>	<b>4</b>	<b>1,3864</b>	<b>0,34659</b>	<b>5,04</b>	<b>0,004</b>
<b>Pressão*Avanço</b>	4	1,3864	0,34659	5,04	0,004
<b>Erro</b>	24	1,6493	0,06872		
<b>Total</b>	35	4,5961			

A Figura 5.13 apresenta os resultados da influência dos parâmetros de roleteamento sobre os valores de  $R_p$  obtidos por meio de análise estatística. A Figura 5.13a mostra o gráfico de efeitos principais para  $R_p$ , onde nota-se a influência da pressão de roleteamento sobre este parâmetro. É possível perceber que a elevação da pressão em todo intervalo analisado resultou no aumento médio dos valores de  $R_p$ , sendo que o valor médio de  $R_p$  para a pressão mais elevada ( $P = 140$  bar) foi quase 50% superior ao valor médio desse parâmetro para a pressão de roleteamento mais baixa ( $P = 40$  bar). A elevação dos valores de  $R_p$  com o aumento da pressão de roleteamento pode estar relacionado ao maior fluxo plástico na região superficial devido à intensa deformação plástica conseguida pelo aumento desse parâmetro.

Além da pressão de roleteamento, a interação entre a pressão e avanço também comprovou ter influência significativa sobre  $R_p$ . A Figura 5.13b mostra como a interação entre esses dois parâmetros afetou os valores da altura máxima de pico. Observa-se que, para uma mesma pressão, a influência do avanço sobre os valores médios de  $R_p$  será mais significativa quanto mais elevada for a pressão de roleteamento. É possível perceber, por exemplo, que para a pressão de roleteamento mais elevada, o uso de diferentes avanços resultou em uma variação mais acentuada dos valores de  $R_p$ . Neste caso, o uso da máxima pressão ( $P = 140$  bar) somado ao avanço mais elevado ( $f_{dr} = 0,12$  mm/rev) favoreceu o aumento da rugosidade, com a média dos valores para esta condição superior ao dobro da média dos valores para a condição de pressão mais baixa ( $P = 40$  bar) com o uso de um avanço intermediário (0,08 mm/rev), isto é,  $R_p = 1,53$   $\mu\text{m}$  contra  $R_p = 0,7$   $\mu\text{m}$ . Uma possível explicação para o aumento dos valores de  $R_p$  com a elevação

da pressão de roleteamento e do avanço é a combinação de um fluxo plástico mais intenso, a partir de pressões mais elevadas, e a inefetividade de avanços mais altos em deformar plasticamente um maior número de picos de aspereza. Além disso, o aumento do avanço da ferramenta, para valores superiores ao avanço utilizando no torneamento ( $f = 0,1$  mm/rev), dificulta a deformação plástica dos picos de rugosidade e, desta forma, inviabiliza a redução da rugosidade.

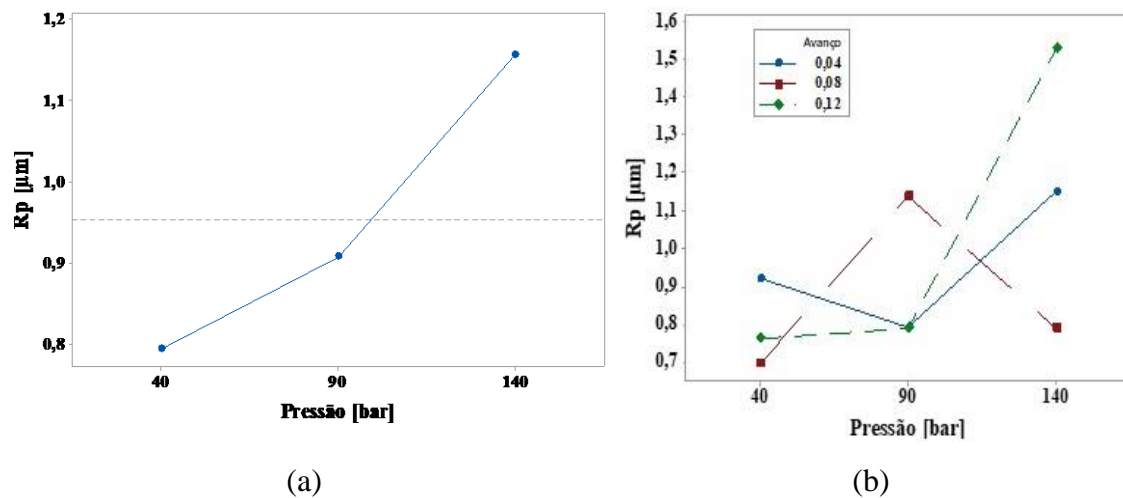


Figura 5.13: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre Rp: (a) gráfico de efeitos principais para os valores médios de Rp e (b) Gráfico de interação de segunda ordem (P x f) para os valores médios de Rp  
Fonte: autor (2022).

Os resultados da análise de variância de  $R_z$  após o roleteamento são apresentados na Tabela 5.2. Como pode ser visto, apenas a interação entre os dois parâmetros apresentou valor-p inferior a 5%.

Tabela 5.2: Análise de variância de  $R_z$

Fonte	G L	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor- P
<b>Modelo</b>	11	10,7548	0,9777	3,60	0,004
<b>Blocos</b>	3	4,3930	1,4643	5,39	0,006
<b>Linear</b>	4	1,9802	0,4950	1,82	0,158
<b>Pressão</b>	2	1,3388	0,6694	2,46	0,107
<b>Avanço</b>	2	0,6414	0,3207	1,18	0,325
<b>Interações de 2 fatores</b>	<b>4</b>	<b>4,3816</b>	<b>1,0954</b>	<b>4,03</b>	<b>0,012</b>
<b>Pressão*Avanço</b>	4	4,3816	1,0954	4,03	0,012
<b>Erro</b>	24	6,5261	0,2719		
<b>Total</b>	35	17,2809			

A Figura 5.14 apresenta a influência da interação entre pressão e avanço sobre  $R_z$ . O mesmo padrão observado na Figura 5.13b pode ser visto neste gráfico, isto é, à medida que a pressão de roleteamento aumenta, o avanço torna-se mais influente sobre os valores de  $R_z$ . Tomando os valores extremos da pressão, 40 e 140 bar, é possível perceber que, enquanto a variação do avanço para a pressão mais baixa (40 bar) resultou em valores médios de  $R_z$  muito próximos, a variação do avanço para a pressão mais elevada (140 bar) levou a uma maior variação dos valores de  $R_z$ . Esta análise pode ser corroborada pela comparação entre os valores médios de  $R_z$  para as condições de avanços mais altos (0,08 e 0,12 mm/rev) e  $P = 140$  bar. Enquanto o uso de um avanço intermediário ( $f_{dr} = 0,08$  mm/rev) para a pressão de 140 bar resultou em uma drástica redução de  $R_z$  (1,63  $\mu\text{m}$ ), a elevação do avanço para 0,12 mm/rev, para esta mesma pressão, acarretou um aumento significativo da altura máxima do perfil ( $R_z$ ), cujo valor médio foi de 2,93  $\mu\text{m}$ . Considerando que o valor de  $R_z$  é a soma dos parâmetros  $R_v$  e  $R_p$ , é natural que estes apresentem comportamento similar. Novamente, a explicação para o aumento da rugosidade  $R_z$  pode estar atrelada ao aumento do fluxo plástico na superfície e na ineficácia da ferramenta em deformar plasticamente os picos de asperezas para avanços muito elevados, especialmente quando estes forem superiores aos avanços utilizados no torneamento ( $f = 0,1$  mm/rev).

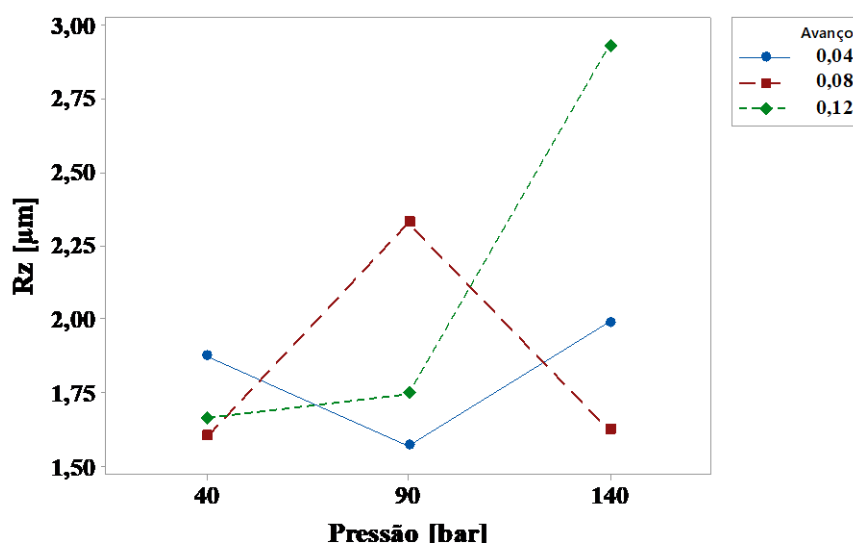


Figura 5.14: Gráfico de interação de segunda ordem ( $P \times f$ ) para os valores médios de  $R_z$   
Fonte: autor (2022).

Apesar de o roleteamento ter contribuído para uma redução significativa da rugosidade, percebe-se que a combinação entre a máxima pressão e o avanço mais alto

reduziram a efetividade do roleteamento, resultando em um leve aumento da rugosidade em comparação às demais condições roleteadas. Esse comportamento pode estar relacionado ao elevado valor da pressão ( $P = 140$  bar) que, neste caso, encontra-se próximo ao limite máximo sugerido pela fabricante da ferramenta para uma dureza de até 200 HV (de 20 a 150 bar) e ao valor de  $f_{dr} = 0,12$  mm/rev, superior ao avanço utilizado no torneamento do material ( $f = 0,1$  mm/rev). Embora a pressão de 140 bar esteja dentro dos limites recomendados para o material em questão, seu uso somado a um elevado avanço de roleteamento pode ter contribuído para o aumento da rugosidade devido ao aumento do fluxo plástico na superfície.

Klocke & Liermann (1998) e Sartkulvanich *et al.* (2007) afirmam que o emprego de um avanço de roleteamento igual ou superior ao avanço utilizado para usinar o componente inviabilizam uma deformação plástica efetiva dos picos, pois há a possibilidade de a ferramenta de roleteamento se deslocar paralelamente aos sulcos das marcas de avanço do torneamento, dificultando a deformação plásticas dos picos. Além disso, o uso de avanços de roleteamento superiores ao avanço de torneamento pode culminar com a ferramenta exercendo pressão em um vale, em vez de um pico, elevando a amplitude da rugosidade e, dessa forma, resultando em uma superfície mais rugosa em relação à condição torneada. Neste sentido, é possível que para a pressão de 140 bar, o uso do avanço de 0,12 mm/rev, superior ao avanço de torneamento (0,1 mm/rev), tenha possibilitado reduzir a rugosidade do aço ABNT 1045 recozido, mas não com a mesma efetividade das demais condições.

#### 5.4 Corrosão eletroquímica

Estes ensaios foram realizados para as condições apresentadas na Tabela 4.3 a fim de avaliar a influência do roleteamento sobre resistência à corrosão do aço ABNT 1045 recozido.

A Figura 5.15a apresenta a evolução do potencial de circuito aberto (OCP) em função do tempo, onde observa-se um comportamento semelhante para todas as condições avaliadas, incluindo a condição torneada. Os valores estabilizados de OCP após 3600 s, referentes às condições torneada e roleteada, foram submetidos à análise de variância (ANOVA), utilizando o teste de Tukey para comparação das médias. Não foi

observada diferença estatisticamente significativa entre os valores de OCP dessas duas condições, conforme ilustrado na Figura 5.15b.

De acordo com Lee *et al.* (2009), valores mais positivos de OCP indicam maior resistência à corrosão da superfície analisada. Oliveira *et al.* (2024) identificaram uma correlação positiva entre a pressão de roleteamento e os valores de OCP em um aço inoxidável austenítico AISI 304, ou seja, à medida que a pressão aumentava, valores mais positivos de OCP eram obtidos. Os autores atribuíram a maior resistência à corrosão à combinação entre a formação de uma camada passiva e a indução de tensões residuais compressivas na superfície, ambos efeitos resultantes da deformação plástica superficial. Neste caso, a camada passiva foi formada devido à presença do elemento químico cromo (Cr) na composição química do aço inoxidável, enquanto a tensão residual de compressão foi induzida em virtude do encruamento da superfície pelo roleteamento. Entretanto, embora o roleteamento também induza tensões residuais de compressão nos aços carbono, a formação de uma camada passiva protetora não se verifica devido à ausência de um elemento químico indutor nessa classe de materiais. Assim, os resultados apresentados na Figura 5.15 evidenciam que o tratamento mecânico pelo roleteamento não foi capaz de tornar a superfície do aço ABNT 1045 recozido mais resistente à transferência de cargas elétricas para o eletrólito, possivelmente pela ausência de uma camada passiva protetora.

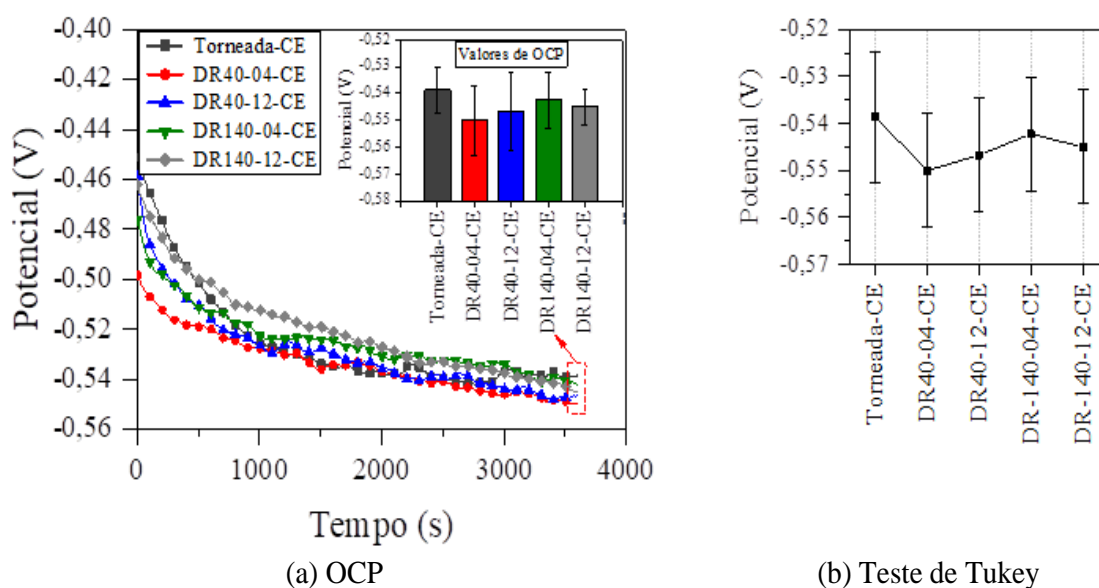


Figura 5.15: (a) Evolução do potencial de circuito aberto (OCP) em uma solução salina com 3.5%NaCl com oxigênio dissolvido e (b) teste Tukey para os valores de OCP  
Fonte: autor (2024).

Os resultados dos ensaios de espectroscopia de impedância eletroquímica são apresentados na forma de um gráfico de Nyquist (FIGURA 5.16a). Os valores experimentais foram modelados com base em um circuito equivalente, no qual R1 representa a impedância da solução salina de NaCl a 3,5% em peso, e R2 refere-se à resistividade da superfície metálica. Um elemento de fase constante (Q1) também foi utilizado para representar a interface entre a superfície metálica e a solução eletrolítica.

O gráfico de Nyquist ilustra a relação entre o diâmetro do arco capacitivo e a resistência à transferência de carga através do material. Assim, quanto maior o diâmetro do arco, maior a resistência à corrosão da superfície (Wei, Zhang & Ling, 2017). Com base nos resultados apresentados na Figura 5.16a, não foi observado um padrão claro no diâmetro do arco capacitivo em função da variação dos parâmetros de roleteamento, nem entre as amostras roleteadas e a amostra torneada.

Para a análise estatística, foram considerados os valores de R2 (FIGURA 5.16b). Mais uma vez, o teste de Tukey indicou que não houve diferença estatisticamente significativa entre os corpos de prova torneados e os roleteados.

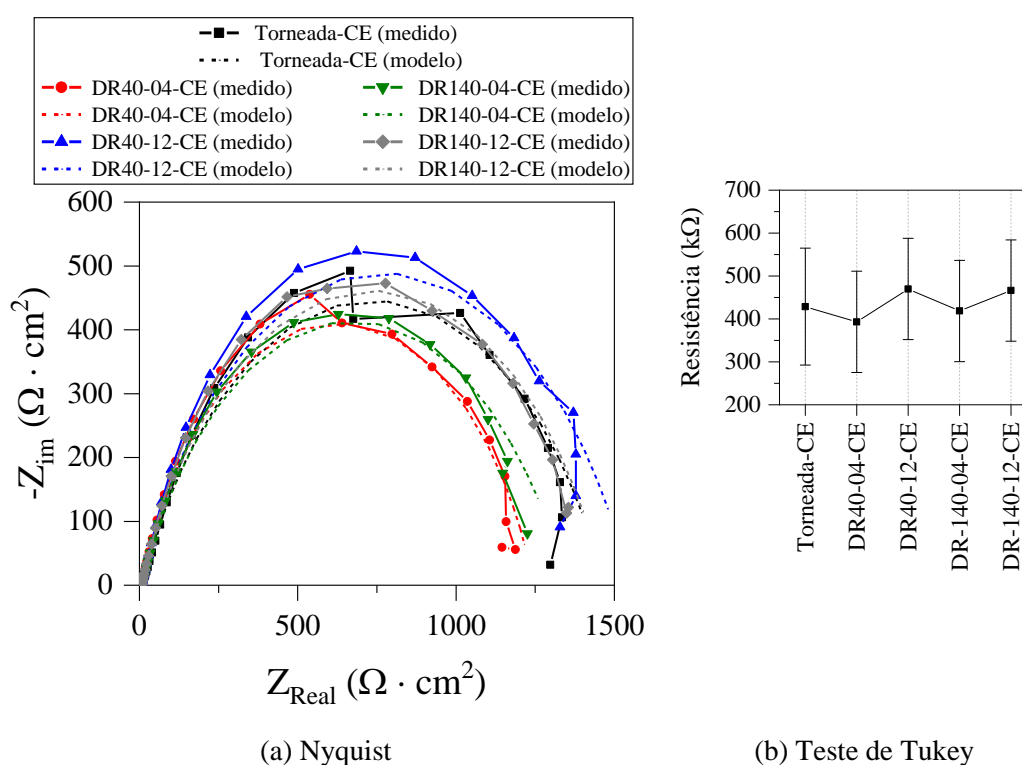


Figura 5.16: Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIS) realizada em uma solução salina com 3.5%NaCl com oxigênio dissolvido: (a) gráfico de Nyquist e (b) teste de Tukey para a resistividade da superfície do aço (R2)

Fonte: autor (2024).

Os resultados dos ensaios de polarização potenciodinâmica são apresentados na Figura 5.17a, por meio da qual é possível determinar os valores de potencial de corrosão ( $E_{\text{corr}}$ ) e corrente de corrosão ( $i_{\text{corr}}$ ) para cada condição avaliada. Observa-se na Figura 5.17a que as amostras apresentam uma condição ativa bem definida. Os gráficos que correlacionam os valores de  $E_{\text{corr}}$  e  $i_{\text{corr}}$  para cada condição da superfície do aço ABNT 1045 recozido são apresentados, respectivamente, nas Figuras 5.17b e 5.17c.

Segundo Lee *et al.* (2009), enquanto o aumento do  $E_{\text{corr}}$  indica maior resistência à corrosão superficial, o aumento de  $i_{\text{corr}}$  está associado a uma maior taxa de corrosão, pois esta ocorre devido à saída de elétrons do material para a solução eletrolítica. Oliveira *et al.* (2024) observaram o aumento de  $E_{\text{corr}}$  e a redução de  $i_{\text{corr}}$  após o roleteamento, indicando uma melhoria na resistência à corrosão do aço inoxidável austenítico AISI 304. A melhora na resistência à corrosão do aço foi atribuída, novamente, à formação de uma camada passiva mais homogênea e estável na superfície da peça, em razão do refinamento de grão e das tensões residuais compressivas induzidas pelo roleteamento no aço inoxidável.

Conforme apresentado na Figura 5.17b, os resultados do teste de Tukey indicam que o roleteamento não teve efeito estatisticamente significativo sobre o  $E_{\text{corr}}$  da amostra torneada. Portanto, não se pode afirmar que o processo tenha contribuído para o aumento do potencial de corrosão do aço ABNT 1045 recozido. Em relação a  $i_{\text{corr}}$ , representada na Figura 5.17c, os dados mostram que as condições roleteadas pertencem ao mesmo grupo estatístico da condição torneada, indicando que o roleteamento também não promoveu alterações significativas nesse parâmetro em comparação ao material não tratado.

Dessa forma, não foi observada mudança na resistência à corrosão eletroquímica do aço ABNT 1045 recozido após o roleteamento. Esse comportamento pode ser explicado com base nos valores de potencial de circuito aberto (OCP), no diâmetro do arco capacitivo obtido no gráfico de Nyquist e nos resultados dos ensaios de polarização potenciodinâmica ( $E_{\text{corr}}$  e  $i_{\text{corr}}$ ). Em conjunto, esses parâmetros indicam que não houve variação significativa na resistência à transferência de carga nas superfícies roleteadas.

Qaban *et al.* (2020) sugerem que superfícies metálicas de aços carbono deformadas plasticamente podem apresentar menor resistência à corrosão devido ao refinamento de grão, o qual aumenta a quantidade de sítios ativos nos contornos de grão. De forma semelhante, Yin & Li (2005) observaram que a redução da resistência à

corrosão do aço AISI 1045 está relacionada ao aumento na densidade de discordâncias, que tornam os elétrons mais ativos e elevam a força eletromotriz necessária para as reações eletroquímicas.

Dessa forma, materiais submetidos a intensa deformação plástica podem desenvolver maior densidade de discordâncias e grãos superficiais mais finos, o que pode resultar em uma maior taxa de corrosão. Portanto, embora o roleteamento não tenha contribuído para o aumento da resistência à corrosão eletroquímica do aço ABNT 1045 recozido, a análise estatística indicou que esse tratamento superficial também não comprometeu a resistência à corrosão — o que é um fator positivo, considerando aplicações em ambientes agressivos.

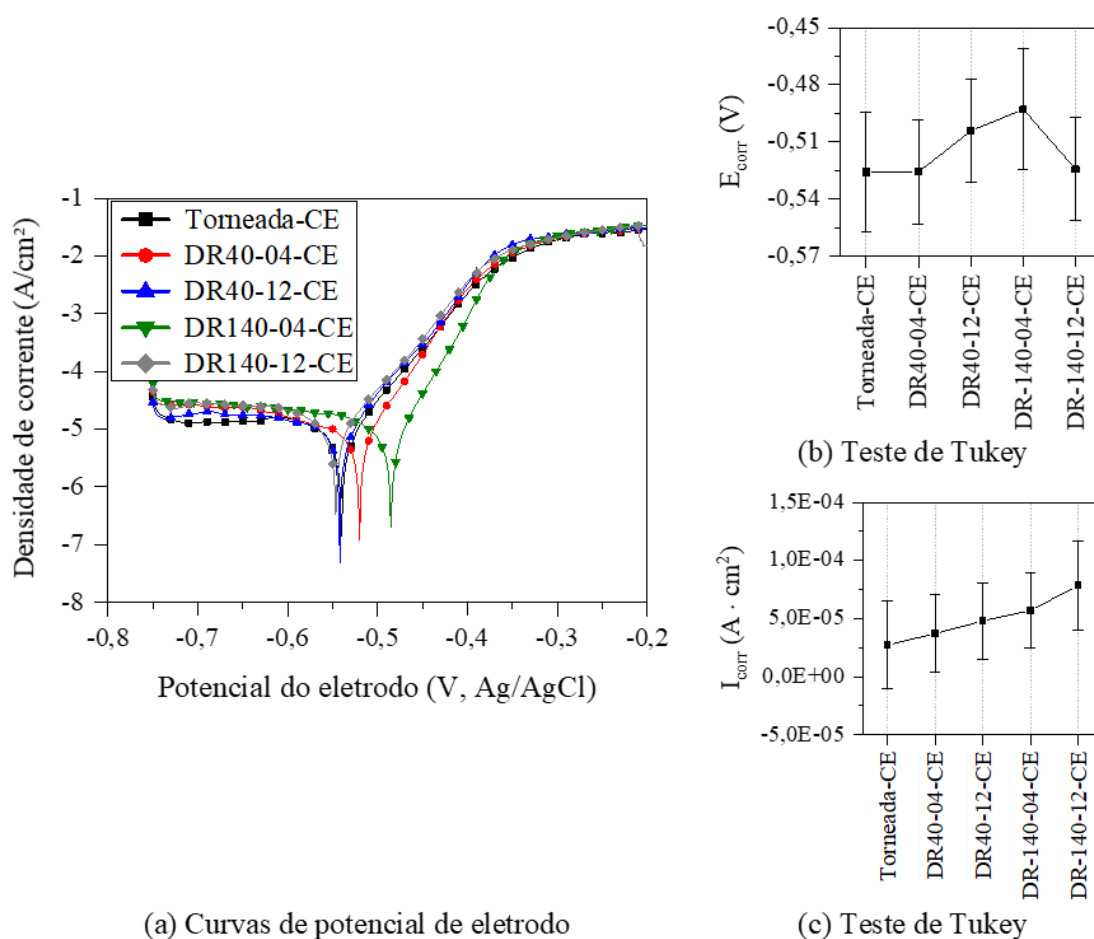


Figura 5.17: Comportamento da corrosão em solução contendo 3,5% de NaCl com oxigênio dissolvido naturalmente: (a) curvas de polarização potenciodinâmica, (b) teste de Tukey do potencial de corrosão ( $E_{corr}$ ) em função da condição da superfície e (c) teste de Tukey da densidade de corrente de corrosão ( $i_{corr}$ ) em função da condição da superfície

Fonte: autor (2024).

## 5.5 Ensaio de fadiga mecânica

Para o ensaio de fadiga mecânica após a exposição ao meio salino, foram fabricados corpos de prova adicionais para testes preliminares cuja finalidade foi a determinação da tensão mais adequada ao ensaio. Esta seria aquela que permitisse aos corpos de prova resistirem por pelo menos  $10^4$  ciclos antes da falha, o que representaria uma fadiga de alto ciclo. A princípio, apenas corpos de prova torneados foram testados com o intuito de garantir que todas as demais condições roleteadas estivessem contidas na faixa de fadiga de alto ciclo ( $>10^4$ ), o que permitiria analisar a influência do roleteamento e seus parâmetros sobre a resistência à fadiga mecânica após a exposição à solução salina.

Durante a etapa de testes preliminares, o limite de escoamento do aço ABNT 1045 recozido (290 MPa) foi usado como referência. Inicialmente, foram realizados testes com 60, 70 e 80% do limite de escoamento do aço, a fim de deformar o material apenas no regime elástico; entretanto, embora essas cargas tenham possibilitado uma fadiga de alto ciclo para o material torneado, os corpos de prova roleteados apresentaram vida infinita ( $>10^6$  ciclos) para as mesmas cargas. Inúmeros testes adicionais foram realizados aumentando progressivamente a carga. Esse comportamento pode ser parcialmente atribuído ao fenômeno de encruamento induzido por carregamentos cíclicos, o qual promove um aumento do limite de escoamento do material nas fases iniciais do ensaio de fadiga. Esse endurecimento cíclico resulta da movimentação e multiplicação de discordâncias, levando a um aumento da resistência do material à deformação plástica. De acordo com Suresh (1998), esse comportamento é típico de materiais que não apresentam escoamento definido e que, sob tensões repetidas, tendem a estabilizar sua resposta cíclica em um novo nível de resistência.

Segundo ASM International (2008), tradicionalmente considera-se que muitos aços e ligas ferrosas apresentam um limite de resistência à fadiga, definido como a tensão abaixo da qual o material suportaria um número muito elevado de ciclos ( $\approx 10^6$ – $10^7$ ) sem falhar. Além disso, o limite de resistência à fadiga desses materiais, em muitos casos, corresponde a um valor na faixa de 35 a 60% do seu limite de resistência à tração (ASM, 2008). Por sua vez, a ASM (1990), esclarece que o limite de resistência à fadiga é uma característica observada, de forma mais clara, em aços carbono e aços de baixa liga. Para aços carbono com dureza inferior a 400 HB, o limite de fadiga pode ser estimado em aproximadamente 50% do limite de resistência à tração, enquanto valores

mais elevados podem ser encontrados em aços mais duros (aços inoxidáveis, aços ferramentas, entre outros).

Neste trabalho, o limite de escoamento do aço ABNT 1045 recozido (FIGURA 5.1) foi obtido por meio de um ensaio de compressão, não sendo possível a determinação do seu limite de resistência à tração. Entretanto, Frighetto *et al.* (2021) avaliaram a influência de três tratamentos térmicos (recozimento completo, têmpera e têmpera e revenimento) sobre as propriedades mecânicas do aço SAE 1045. Para a condição de recozimento completo, o limite de resistência à tração do aço SAE 1045 foi 629 MPa. Assim, neste trabalho foi aplicada uma tensão de 320 MPa para todas as condições, o que representa um valor 10% acima do limite de escoamento.

O número de ciclos até a fratura para todas as condições analisadas neste trabalho, obtido após os ensaios de fadiga mecânica após a exposição ao eletrólito, estão apresentados na Tabela C.1 do Apêndice C.

#### 5.5.1 Influência do roleteamento sobre a fadiga mecânica após a exposição à solução salina

Primeiramente, foi realizado um estudo para verificar a influência do roleteamento sobre a vida em fadiga mecânica após a exposição à solução salina do aço ABNT 1045 recozido.

A Figura 5.18 mostra o gráfico de barras com a média do número de ciclos até a fadiga para a condição AT e para as condições de roleteamento. O gráfico sugere um aumento substancial do número de ciclos até a fadiga para as amostras roleteadas sob a condição de 140 bar de pressão, tanto em relação à condição AT como em relação às demais condições de pressão de roleteamento (40 e 90 bar). Outro ponto importante a ser observado neste gráfico é a aparente redução da vida em fadiga mecânica após a exposição ao eletrólito para as amostras roleteadas com o avanço mais alto (0,12 mm/rev). Fixando a pressão, o uso do avanço mais alto parece comprometer o número de ciclos de fadiga do aço ABNT 1045 recozido.

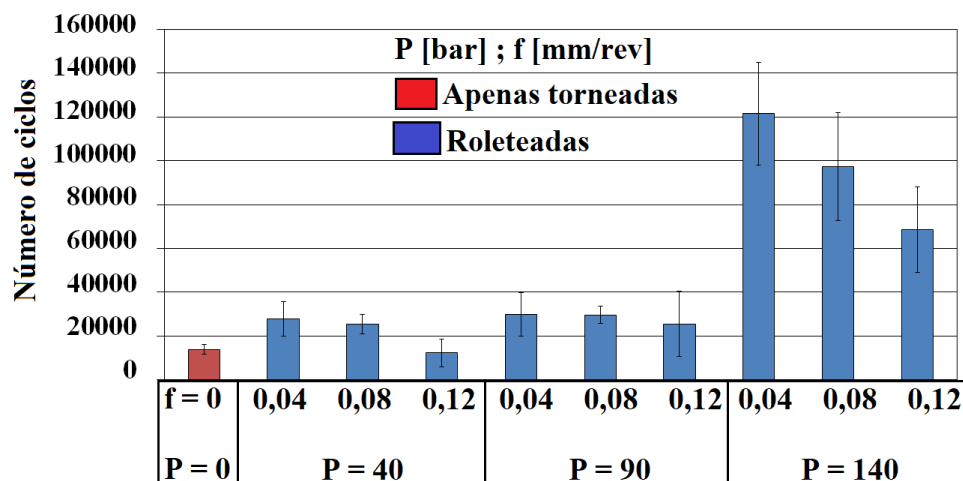


Figura 5.18: Influência do avanço e pressão de roleteamento sobre o número de ciclos de fadiga  
 Fonte: autor (2022).

O teste de Tukey foi usado para comparar a média do número de ciclos de fadiga da condição AT com as diferentes pressões de roleteamento (40, 90 e 140 bar). O intuito desta análise foi verificar a efetividade do roleteamento sobre a vida em fadiga após a exposição do aço ABNT 1045 recozido em relação ao material não tratado. O resultado do teste de Tukey para os pares AT-40 bar, AT-90 bar e AT-140 bar é mostrado na Figura 5.19. De acordo com os resultados deste teste, apenas o roleteamento sob a condição mais branda de pressão (40 bar) apresentou média estatisticamente igual à média obtida para a condição AT (Figura 5.19a). Por outro lado, o teste de Tukey apontou uma diferença estatisticamente significativa entre as médias do número de ciclos até a fratura da condição AT e das condições de pressões mais altas (Figuras 5.19b e 5.19c), ou seja, a elevação da pressão de roleteamento para 90 e 140 bar aumentou a vida em fadiga mecânica após a exposição ao meio corrosivo do aço ABNT 1045 recozido em relação ao material torneado, para um nível de significância de 95%.

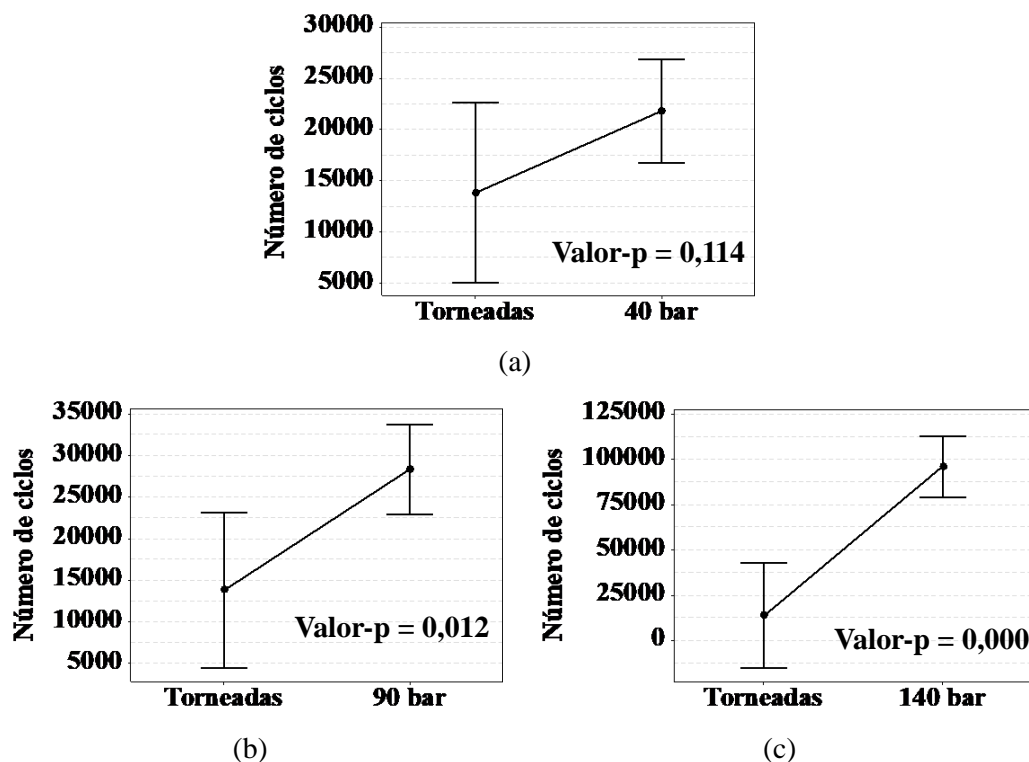


Figura 5.19: Teste de Tukey para comparação da média do número de ciclos de fadiga: (a) torneadas vs 40 bar, (b) torneadas vs 90 bar e (c) torneadas vs 140 bar  
 Fonte: autor (2022).

Este mesmo estudo foi conduzido entre as condições roleteadas. A Figura 5.20 apresenta o resultado do teste de Tukey para comparação das médias do número de ciclos até a fratura das seguintes condições: 40 bar-90 bar (FIGURA 5.20a), 40 bar-140 bar (FIGURA 5.20b) e 90 bar-140 bar (FIGURA 5.20c), e os seus respectivos valor-p obtidos pela análise de variância. Os resultados do teste de Tukey para esses pares sugere que a condição mais severa de roleteamento (140 bar) resultou em um aumento significativo da vida em fadiga após a exposição ao meio salino, mesmo em relação às demais condições de roleteamento, cujas médias do número de ciclos até a fratura foram inferiores e estatisticamente diferentes da condição de 140 bar, como mostram as Figuras 5.20b e 5.20c. Por sua vez, o roleteamento sob pressões mais baixas (40 e 90 bar) apresentou médias do número de ciclos até a fadiga estatisticamente iguais (FIGURA 5.20a).

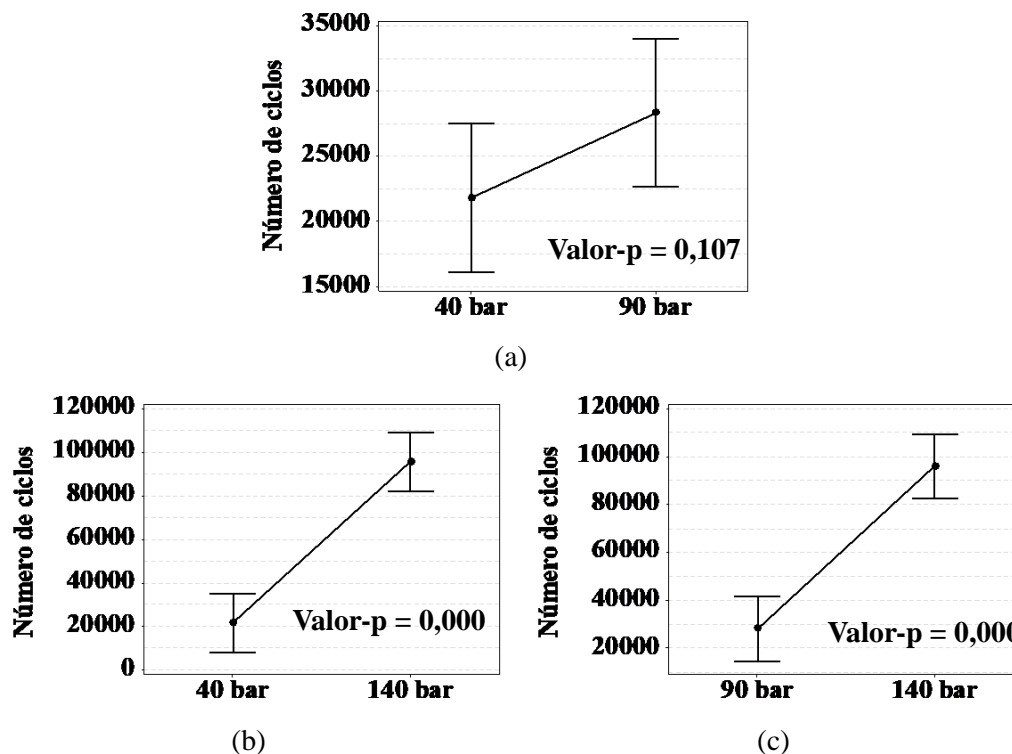


Figura 5.20: Teste de Tukey para a comparação da média do número de ciclos de fadiga entre as condições roleteadas: (a) 40 bar vs 90 bar (b) 40 bar vs 140 bar e (c) 90 bar vs 140 bar  
Fonte: autor (2022).

Portanto, com base nos dados obtidos para todas as condições após o ensaio de fadiga mecânica após a exposição à solução salina e com o auxílio da análise estatística, é possível concluir que o roleteamento sob pressões mais altas (90 e 140 bar) possibilitou o aumento da vida em fadiga mecânica após a exposição ao meio corrosivo do aço ABNT 1045 recozido. Além disso, a pressão de roleteamento mais elevada (140 bar) resultou em um aumento acentuado da vida em fadiga mecânica deste aço, tanto em relação à condição AT quanto em relação às demais condições de roleteamento.

Embora os resultados mostrem que o roleteamento sob pressões mais altas tenha elevado a vida em fadiga mecânica após a exposição à solução salina do aço ABNT 1045 recozido e torneado, foi observada uma variação no número de ciclos até a fadiga, dentre as condições roleteadas, em função da variação dos parâmetros de roleteamento (pressão e avanço), vide FIGURA 5.18. Neste sentido, foi necessário realizar uma análise estatística a fim de determinar a influência da pressão e do avanço sobre o número de ciclos até a fadiga para as condições roleteadas.

### 5.5.2 Influência dos parâmetros de roleteamento sobre a fadiga mecânica após a exposição à solução salina

A Figura 5.21 apresenta um gráfico de barras com os valores médios do número de ciclos até a fadiga para todas as condições roleteadas (a condição apenas torneada não foi incluída nesta análise). Como foi discutido anteriormente, nota-se uma maior efetividade do roleteamento em aumentar o número de ciclos de fadiga a partir do uso de pressões mais elevadas, com a máxima pressão (140 bar) fornecendo os valores mais altos de número de ciclos de fadiga. Além disso, a partir de uma análise visual deste gráfico, é possível perceber um efeito negativo do uso do avanço mais alto (0,12 mm/rev). Neste caso, para uma pressão de roleteamento constante, o uso do avanço mais alto (0,12 mm/rev) parece reduzir o número de ciclos até a falha, independentemente da pressão utilizada. Este comportamento é mais perceptível para a combinação da máxima pressão (140 bar) e do avanço mais elevado (0,12 mm/rev).

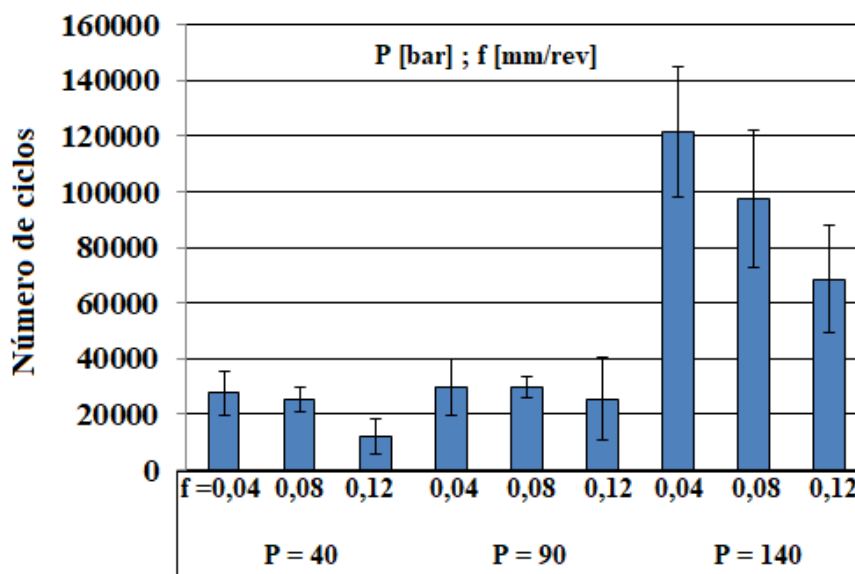


Figura 5.21: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre o número de ciclos de fadiga  
Fonte: autor (2022).

Inicialmente, foi realizado um teste de normalidade (teste de Anderson-Darling) com os resíduos transformados para verificar a adequação do modelo. A Figura 5.22 apresenta o gráfico de probabilidade normal para o número de ciclos até a fratura, confirmando que os dados seguem uma distribuição normal pois o valor-p obtido (0,622) foi superior ao nível de significância de 5%. Também é possível perceber que os valores dos resíduos transformados estão organizados próximos e ao longo da linha reta de

distribuição normal. Portanto, conclui-se que o modelo segue uma distribuição normal, sendo assim, considerado adequado.

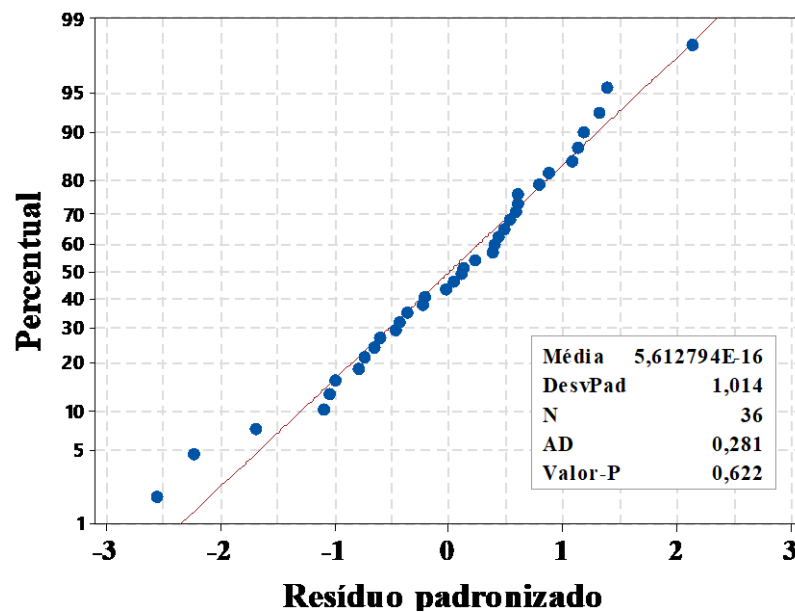


Figura 5.22: Gráfico de probabilidade normal para o número de ciclos de fadiga das amostras roleteadas  
Fonte: autor (2022).

A Figura 5.23 apresenta os gráficos com os resíduos padronizados para os dados do número de ciclos até a fadiga, incluindo o gráfico de probabilidade normal, o gráfico de resíduos em função dos ajustes, o histograma e o gráfico de resíduos em função da ordem, todos eles obtidos após o experimento fatorial completo. Esses dados confirmam a normalidade do modelo proposto.

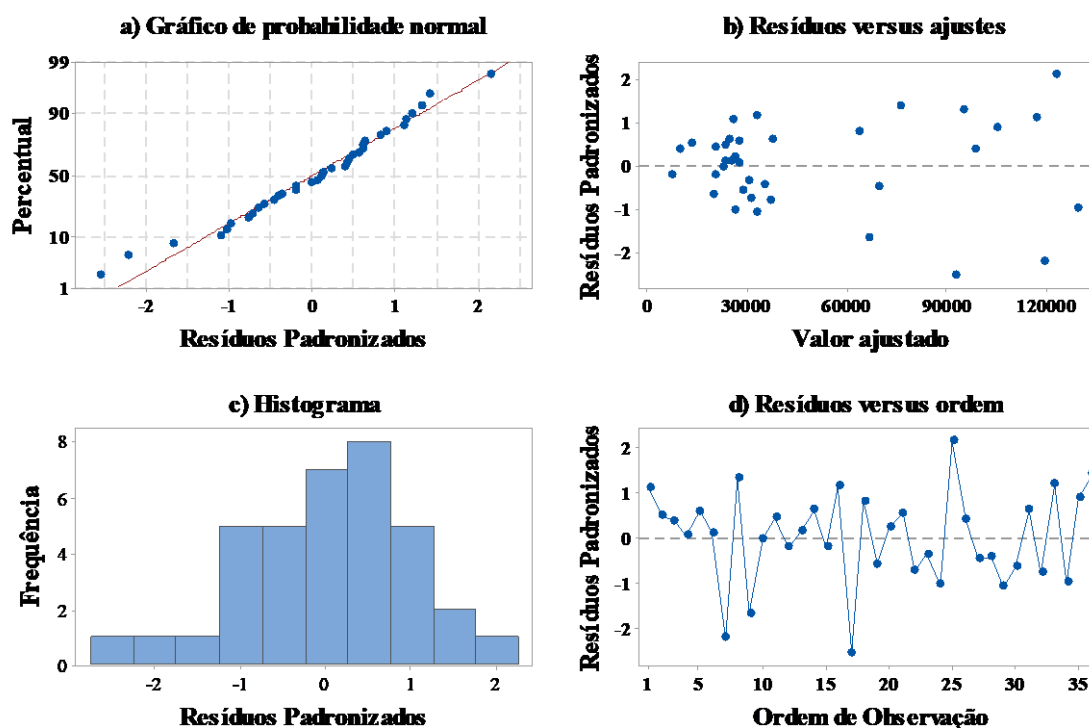


Figura 5.23: Gráficos de resíduos padronizados do número de ciclos de fadiga das amostras roleteadas: a) gráfico de probabilidade normal, b) resíduos versus ajustes, c) histograma e d) resíduos versus ordem  
Fonte: autor (2022).

Como o modelo seguiu uma distribuição normal, foi realizada a análise de variância dos dados para verificar a influência dos parâmetros de roleteamento sobre a vida em fadiga mecânica após a exposição ao meio corrosivo do aço. De acordo com o resultado da ANOVA, todos os parâmetros de roleteamento (pressão e avanço), bem como a interação entre eles, foram estatisticamente significativos (valores-p inferiores a 5%), vide a Tabela 5.3.

Tabela 5.3: Análise de variância do número de ciclos de fadiga das amostras roleteadas

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
<b>Modelo</b>	11	47292869722	4299351793	19,85	0,000
<b>Blocos</b>	3	779649722	259883241	1,20	0,331
<b>Linear</b>	4	43885200000	10971300000	50,65	0,000
<b>Pressão</b>	2	<b>40269705000</b>	<b>20134852500</b>	<b>92,96</b>	<b>0,000</b>
<b>Avanço</b>	2	<b>3615495000</b>	<b>1807747500</b>	<b>8,35</b>	<b>0,002</b>
<b>Interações de 2 fatores</b>	4	<b>2628020000</b>	<b>657005000</b>	<b>3,03</b>	<b>0,037</b>
<b>Pressão*Avanço</b>	4	2628020000	657005000	3,03	0,037
<b>Erro</b>	24	5198437778	216601574		
<b>Total</b>	35	52491307500			

O gráfico de efeitos principais apresentando a influência da pressão e do avanço sobre o número de ciclos de fadiga é mostrado na Figura 5.24. Como é possível perceber, o aumento da pressão de roleteamento resultou em uma elevação da vida em fadiga mecânica após a exposição ao meio salino do componente em todo o intervalo analisado, sobretudo para a pressão mais elevada (140 bar) que levou a um aumento acentuado do número de ciclos de fadiga: a média do número de ciclos até a fadiga para a pressão de 140 bar (95808 ciclos) foi mais de três vezes a média para a pressão de 90 bar (28833 ciclos) e mais de quatro vezes a média para a condição de 40 bar (21833 ciclos). Por sua vez, a elevação do avanço da ferramenta teve um efeito negativo sobre o número de ciclos até a fratura para o intervalo de valores estudado, com o uso do avanço mais alto (0,12 mm/rev) resultando em uma considerável redução do número de ciclos de fadiga: 35433 ciclos para o avanço de 0,12 mm/rev, 50858 ciclos para o avanço de 0,08mm/rev e 59683 ciclos para o avanço de 0,04 mm/rev.

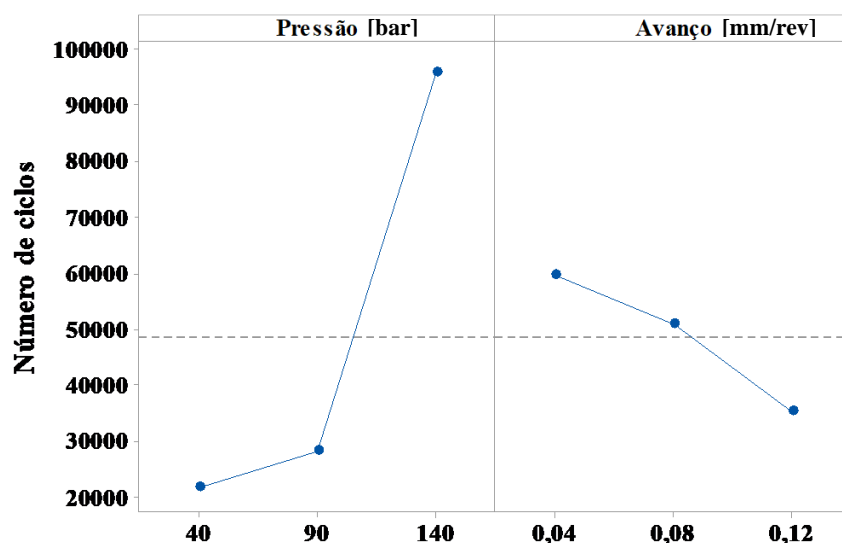


Figura 5.24: Gráfico de efeitos principais para os valores médios de número de ciclos de fadiga das amostras roleteadas  
Fonte: autor (2022).

A Figura 5.25 mostra o gráfico de interação para o número de ciclos de fadiga, no qual é confirmada a tendência de aumento do número de ciclos de fadiga a partir do incremento da pressão de roleteamento em todo o intervalo (de 40 a 140 bar). Em contrapartida, o gráfico também mostra o efeito adverso da elevação do avanço da ferramenta sobre o número de ciclos de fadiga, que reduz à medida que o avanço aumenta. Dessa forma, a fim de aumentar o número de ciclos de fadiga após a exposição à solução salina, recomenda-se a combinação entre a pressão mais elevada (140 bar) e o avanço

mais baixo (0,04 mm/rev). Além disso, percebe-se também uma maior influência do avanço a partir do aumento da pressão. Enquanto para as condições mais brandas de pressão (40 e 90 bar) a variação do avanço pouco influenciou o número de ciclos de fadiga, para a pressão de 140 bar o uso de diferentes avanços resultou em uma variação mais acentuada dessa resposta.

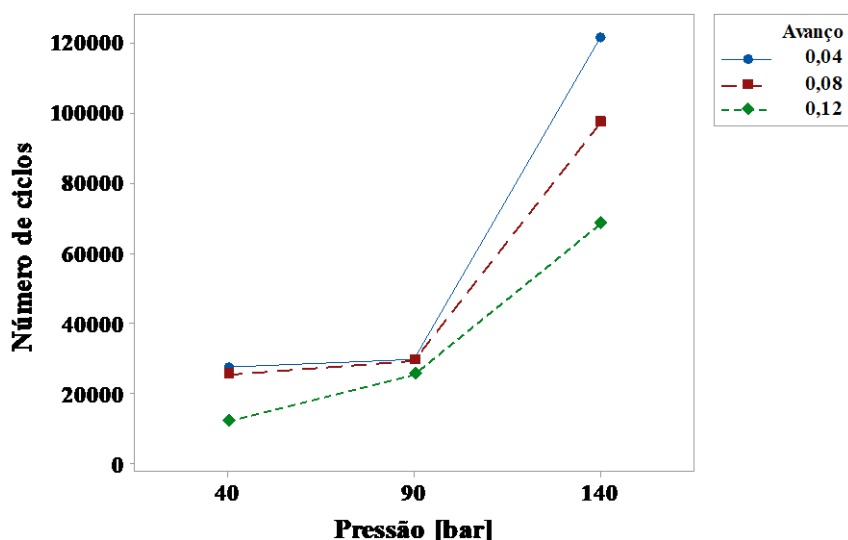


Figura 5.25: Gráfico de interação de segunda ordem ( $P \times f$ ) para os valores médios do número de ciclos de fadiga das amostras roleteadas

Fonte: autor (2022).

Avaliando separadamente a influência da pressão de 140 bar, fica evidente a contribuição do roleteamento para o aumento da resistência à fadiga após a exposição ao meio salino do material, diferentemente do que apontam Yin & Li (2005) e Qaban (2020), que sugerem a redução da resistência à corrosão de materiais metálicos devido ao refinamento de grãos conseguido por meio de deformação plástica. Dentre todas as condições avaliadas, a pressão de 140 bar possibilitou os maiores valores para a resistência à fadiga do material exposto ao eletrólito, sobretudo a condição de pressão mais elevada (140 bar) e avanço mais baixo (0,04 mm/rev). Esta combinação de parâmetros permitiu ao material exposto ao meio corrosivo suportar em média 121525 ciclos antes da falha; um valor quase nove vezes o valor obtido para o material torneado (13850 ciclos).

Já o incremento do avanço de roleteamento, especialmente para a pressão de 140 bar, acarretou uma diminuição da resistência à fadiga mecânica após a exposição ao meio salino do aço ABNT 1045 recozido. O uso da máxima pressão (140 bar) somado ao avanço mais alto (0,12 mm/rev) apresentou o valor mais baixo de número de ciclos de

fadiga para esta pressão (68500 ciclos). Ainda assim, esta condição (140 bar e 0,12 mm/rev) aumentou significativamente o número de ciclos de fadiga em relação à condição AT e às demais condições de roleteamento (40 e 90 bar). Embora a escolha de avanços mais altos comprometa a efetividade do roleteamento em deformar plasticamente os picos de rugosidade, a alteração da microestrutura subsuperficial favorecida pelo uso de pressões mais elevadas, conforme sugerem as Figura 5.2, 5.3 e 5.4, parece sobrepor os prejuízos decorrentes de uma rugosidade mais alta.

Em resumo, o uso da condição ótima de roleteamento (140 bar e 0,04 mm/rev) pode contribuir para o aumento do número de ciclos de fadiga deste aço após a exposição a uma solução salina por 72 horas, devido à redução significativa da rugosidade e à alteração da microestrutura subsuperficial. O desvio médio aritmético ( $R_a$ ) da condição AT, por exemplo, foi reduzido em quase 80% após a condição ótima, passando de 1,06  $\mu\text{m}$  para 0,22  $\mu\text{m}$ . Enquanto o aumento da pressão favorece uma deformação plástica mais intensa (FIGURA 5.2), o uso do avanço mais baixo garante uma ação mais efetiva da ferramenta sobre um maior número de picos de aspereza.

Aviléz *et al.* (2013) mostraram que, após o roleteamento, o limite de resistência à fadiga mecânica do aço AISI 1045 normalizado foi aumentado em mais de 25% devido à redução da rugosidade, que passou de 0,68  $\mu\text{m}$  para 0,12  $\mu\text{m}$  após o tratamento mecânico. Almaraz, Vilchez & Dominguez (2019), explicam que em materiais metálicos homogêneos, como o aço ABNT 1045, a nucleação de trincas de fadiga mecânica ocorre ou devido às inclusões não metálicas, ou em função de uma rugosidade elevada na superfície imediata do material. Portanto, uma rugosidade mais baixa contribui para o aumento do número de ciclos de fadiga pois torna a superfície menos susceptível ao surgimento de trincas. Além de favorecer o surgimento de concentradores de tensão na superfície, uma rugosidade elevada também compromete a resistência à corrosão do componente. Neste sentido, Li & Li (2006) e Ye *et al.* (2019) explicam que o aumento da rugosidade torna os elétrons nos picos de rugosidade mais ativos e aumenta a área superficial do material em contato com o eletrólito, comprometendo negativamente a sua resistência à corrosão.

Embora a redução da rugosidade após o roleteamento (sob todas as condições) pareça ter contribuído para o aumento do número de ciclos de fadiga, não houve diferença estatisticamente significativa entre os valores de rugosidade analisados neste trabalho entre as condições roleteadas. Entretanto, o número de ciclos de fadiga para as condições de roleteamento mais brandas foram menores e estatisticamente diferentes

da condição mais severa (140 bar). Dessa forma, é possível que esse aumento da vida em serviço do componente esteja relacionado a um sinergismo entre a redução da rugosidade e a melhoria de outras características subsuperficiais. Dentre essas características pode-se citar o aumento de dureza a indução de tensão residual de compressão, ambos conseguidos a partir de um processo de deformação plástica intensa, resultado de elevadas pressões de roleteamento.

### 5.5.3 Influência da exposição à solução salina sobre a vida em fadiga mecânica

Esta etapa tem por objetivo comparar duas condições extremas – menor e maior resistência à fadiga após a exposição ao meio salino – com as suas respectivas condições não expostas.

A Figura 5.26 apresenta um gráfico de barras com o número de ciclos de fadiga para as condições AT e roleteada (140 bar e 0,04 mm/rev) não expostas e os seus respectivos pares submetidos ao ensaio de fadiga após a imersão no eletrólito. De acordo com uma análise qualitativa dos dados apresentados neste gráfico, é notória a redução do número de ciclos de fadiga para a condição roleteada (140 bar e 0,04 mm/rev) após a exposição ao meio corrosivo. Por sua vez, a diferença entre a média do número de ciclos até a fratura entre as condições torneada e torneada exposta parece pouco significativa a partir de uma análise qualitativa.

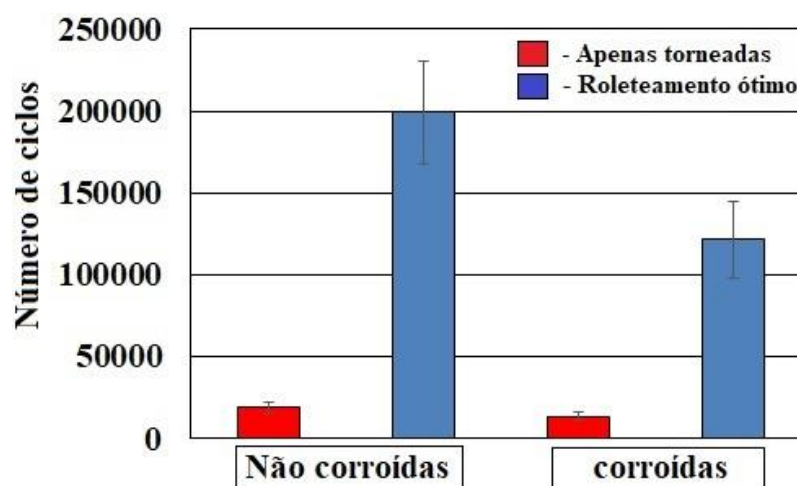


Figura 5.26: Influência da corrosão sobre o número de ciclos de fadiga das condições AT e roletamento ( $P = 140$  bar e  $f = 0,04$  mm/rev)

Fonte: autor (2022).

A fim de constatar se houve ou não influência da exposição ao meio salino sobre a vida em fadiga do material nas condições AT e roleteado (140 bar e 0,04 mm/rev) foi realizado um teste de Tukey para a diferença entre as médias dessas condições. Para as condições torneadas, com e sem exposição, o teste de Tukey apontou uma diferença entre as médias dos valores, sugerindo que a condição não exposta teve desempenho estatisticamente superior à condição torneada exposta ao eletrólito. O mesmo foi observado para a condição ótima de roleteamento. Novamente, o teste de Tukey apontou que houve uma redução significativa no número de ciclos de fadiga para o material roleteado e exposto ao meio. Os gráficos obtidos pelo teste de Tukey para diferença entre as médias das condições supracitadas, bem com os valor-p para esses testes são mostrados na Figura 5.27.

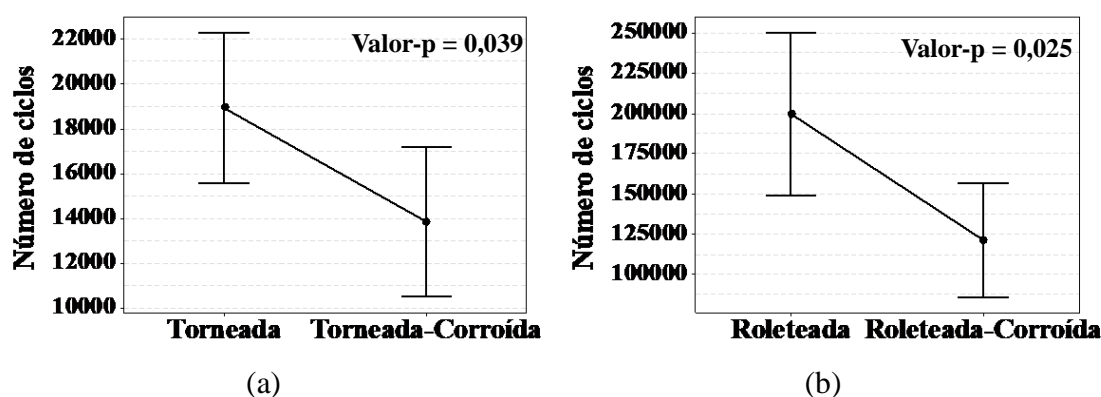


Figura 5.27: Teste de Tukey para a comparação da média do número de ciclos de fadiga antes e depois da corrosão: a) condição apenas torneada e b) roleteamento ( $P = 140$  bar e  $f = 0,04$  mm/rev)

Fonte: autor (2022).

Considerando que tanto a condição AT quanto a condição roleteada (140 bar e 0,04 mm/rev) tiveram seus respectivos números de ciclos até a fadiga reduzidos após a exposição ao eletrólito, pode-se concluir que a exposição ao meio corrosivo afetou a resistência à fadiga do aço ABNT 1045 recozido, diminuindo a sua vida em serviço. Enquanto a condição AT apresentou em média 18950 ciclos antes falha, seu par exposto ao meio suportou em média 13850 ciclos antes de fraturar, o que corresponde a uma redução de cerca de 27% do valor inicial. A condição roleteada de melhor desempenho também teve o seu número de ciclos de fadiga reduzido após a exposição. Neste caso, a redução foi de quase 40%, com a condição roleteada apresentando uma média de 199600 ciclos até a falha e a condição roleteada exposta apresentando um valor médio de 121525 ciclos antes da fratura.

É provável que a menor resistência à fadiga após a exposição a solução eletrolítica esteja relacionada ao surgimento de pites de corrosão na superfície devido à presença de íons  $\text{Cl}^-$  no eletrólito que, por sua vez, catalisam os processos de corrosão localizada nos aços (MCCAFFERTY, 2010). A presença de pites reduz a resistência à fadiga mecânica do componente em 50% do valor para o material livre de pites (PREVÉY *et al.* 2006).

### 5.6 Microscopia óptica tridimensional

As análises de microscopia óptica tridimensional foram realizadas após a exposição do aço ABNT 1045 recozido à solução salina, com o objetivo de identificar o modo de corrosão presente na superfície, com ênfase na ocorrência e morfologia de pites. A Figura 5.28 apresenta a imagem da superfície do aço apenas torneado, enquanto a Figura 5.29 e a Figura 5.30 apresentam as superfícies roleteadas sob as condições de 40 e 140 bar, respectivamente, aliadas aos seus avanços mais extremos (0,04 e 0,12 mm/rev). Nota-se na Figura 5.28 a formação de pites de corrosão distribuídos ao longo da superfície do material torneado, localizados, especialmente, sobre picos de rugosidade. Esses pites, embora em grande número devido à maior área superficial exposta ao eletrólito e à diferença de potencial proporcionada pela amplitude entre picos e vales, possuem dimensões de diâmetro e profundidade relativamente baixos. Outro ponto a ser destacado na Figura 5.28 é a morfologia dos pites, que parece seguir um padrão bem definido a partir de uma análise qualitativa da imagem.

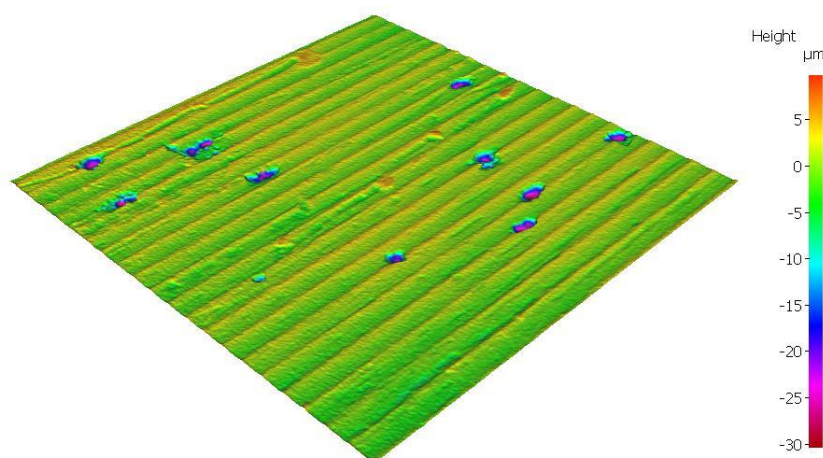
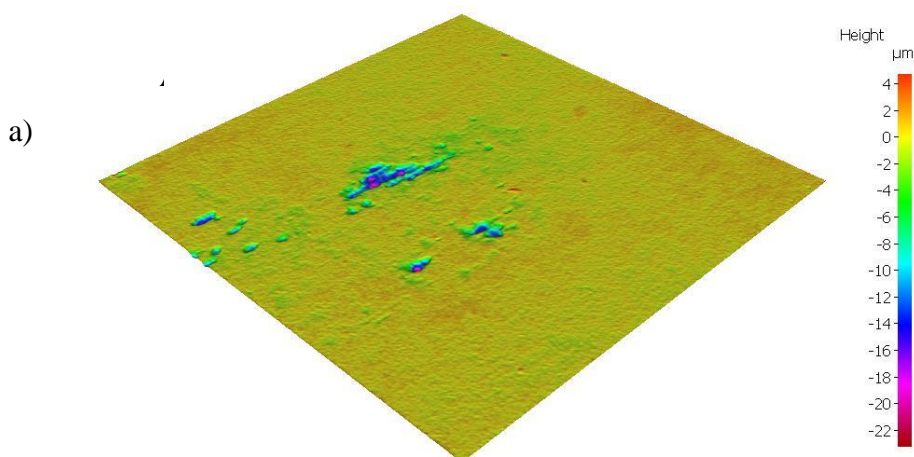


Figura 5.28: Formação de pites de corrosão na superfície torneada  
Fonte: autor (2024)

Observando a Figura 5.29a, por sua vez, verifica-se uma significativa redução da densidade de pites sobre a superfície do aço roleteado devido à suavização desta, demonstrada pelo desaparecimento das marcas de avanço da ferramenta de torneamento. Nesta superfície, pode-se observar a formação de pites de corrosão por placas de baixa profundidade de penetração. A alteração do modo de corrosão após o roleteamento sob a pressão de 40 bar e avanço de 0,04 mm/rev ocorre em virtude da redução da rugosidade superficial que, ao reduzir a amplitude entre picos e vales, reduz a incidência de formação de pilhas de corrosão localizada, as quais levam à formação de pites. Ao mesmo tempo, a deformação plástica imposta pelo roleteamento eleva a energia superficial do material devido às alterações na microestrutura subsuperficial, favorecendo um aumento das reações eletroquímicas nesta região e, conseqüentemente, favorecendo a formação de pites por placas. A respeito da superfície roleteada sob a condição de 40 bar de pressão e 0,12 mm/rev de avanço (FIGURA 5.29b), é possível perceber um comportamento semelhante àquele observado para a condição torneada, isto é, pites de corrosão espalhados sobre a superfície e localizados, pontualmente, sobre picos de rugosidade. Esse comportamento está atrelado à menor efetividade do roleteamento, sob condições de avanços muito altos, em deformar plasticamente os picos de rugosidade deixados pelo torneamento que, conseqüentemente, servem como pontos preferenciais de corrosão localizada.



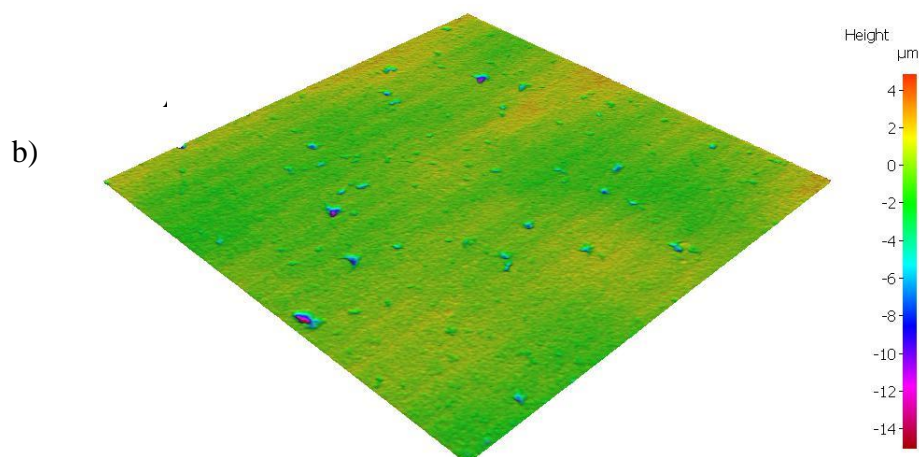


Figura 5.29: Formação de pites de corrosão na superfície roleteada a 40 bar e (a) 0,04 mm/rev e (b) 0,12 mm/rev de avanço  
 Fonte: autor (2024)

A Figura 5.30a apresenta a análise de microscopia da superfície do aço roleteado sob a condição 140 bar e 0,04 mm/rev, onde nota-se a formação de um único pite na área avaliada. A acentuada diminuição da densidade de pites nesta superfície pode ser atribuída à efetiva redução de rugosidade conseguida por essa condição, evidenciada pela ausência de picos de rugosidade pronunciados. Por outro lado, o pite de corrosão analisado possui dimensões maiores do que aqueles observados para as condições de roleteamento mais brandas e para a condição apenas torneada. Esta maior agressividade da corrosão localizada está ligada à maior energia superficial do aço em virtude do tratamento mecânico pelo roleteamento, especialmente para a condição de 140 bar de pressão e 0,04 mm/rev que, como demonstrado pela análise de EBSD (FIGURA 5.4), favoreceu um maior grau de encruamento, com refino de grãos atingido profundidades maiores. A Figura 5.30b mostra a superfície do aço roleteado a 140 bar de pressão e 0,12 mm/rev de avanço. Para esta condição, além da formação de pites de corrosão por placas, observou-se também a formação de pites localizados sobre picos de rugosidade remanescentes. Enquanto a maior agressividade do pite de corrosão por placas – em termos de diâmetro e profundidade – se deve à elevada energia superficial conferida por deformações plásticas severas, como a 140 bar de pressão, a maior densidade de pites nesta superfície pode estar relacionada a mais alta rugosidade para esta condição, dentre as condições de roleteamento, conforme sugere a Figura 5.6. Como já discutido, o aumento do avanço de roleteamento, especialmente para valores acima do avanço de torneamento, não é capaz de deformar os picos de rugosidade com a mesma efetividade de avanços mais baixos. Dessa forma, as marcas de avanço da ferramenta de torneamento, caracterizada por picos e vales, servem como sítios preferenciais para a formação desse

tipo de corrosão localizada. Assim, a variação da rugosidade do material tende a alterar o modo de corrosão. Enquanto superfícies de rugosidade mais altas apresentaram corrosão generalizada, superfícies tratadas pelo roleteamento, especialmente para avanços mais baixos (0,04 mm/rev) favoreceu uma corrosão pontual, com uma significativa redução da densidade de pites.

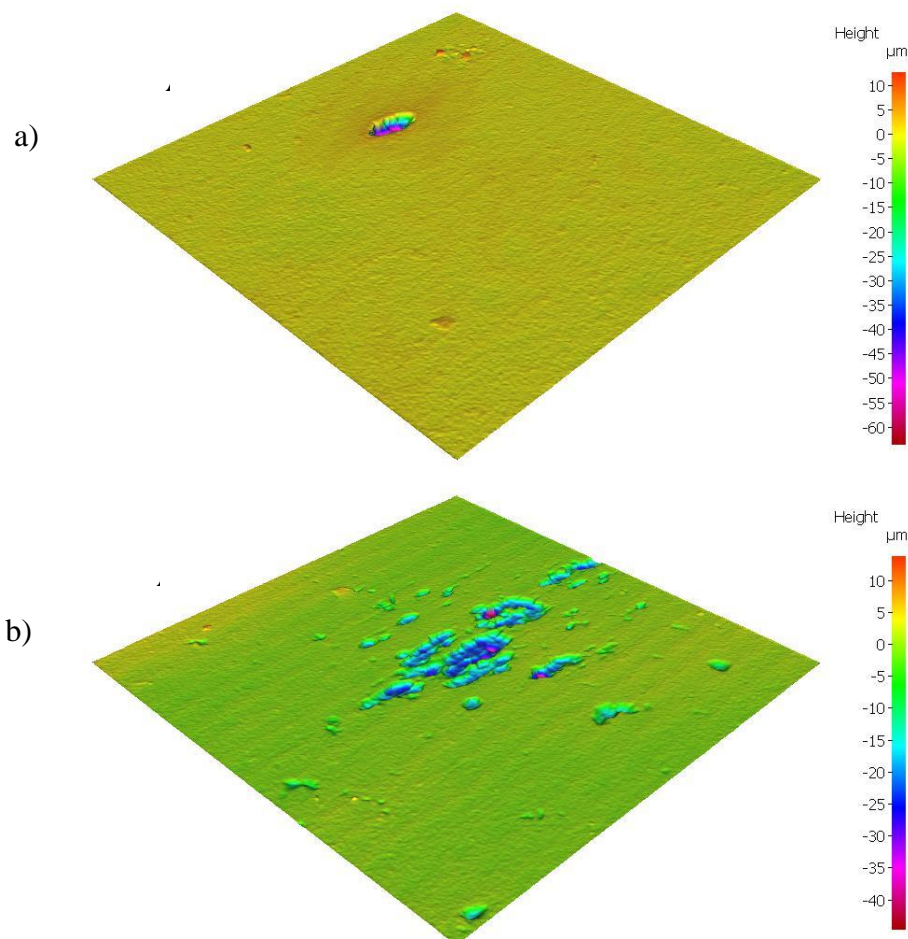


Figura 5.30: Formação de pites de corrosão na superfície roleteada a 140 bar e (a) 0,04 mm/rev e (b) 0,12 mm/rev de avanço  
Fonte: autor (2024)

Várias imagens foram obtidas para cada uma das condições supracitadas a fim de realizar o tratamento estatístico da morfologia dos pites. Para cada condição foram analisados 15 pites de corrosão selecionados aleatoriamente, dos quais foram extraídos valores de diâmetro e profundidade. A Figura 5.31 apresenta um gráfico de barras com a média da profundidade dos pites de corrosão para a condição apenas torneada e para as condições roleteadas avaliadas. Observa-se que para a condição mais branda de roleteamento (40 bar de pressão) houve uma diminuição da profundidade média dos pites

formados na superfície. Isso se deve a uma combinação entre uma baixa rugosidade e uma camada subsuperficial pouco encruada, devido à pressão de roleteamento mais baixa. Por outro lado, observa-se um acentuado aumento da profundidade média dos pites para as superfícies roleteadas sob as condições mais severas de pressão, especialmente para a combinação de pressão mais elevada (140 bar) e avanço mais baixo (0,04 mm/rev), que apresentou pites com profundidade média de 44,88  $\mu\text{m}$ , um valor 78 % maior do que a profundidade média dos pites do material apenas torneado (25,24  $\mu\text{m}$ ).

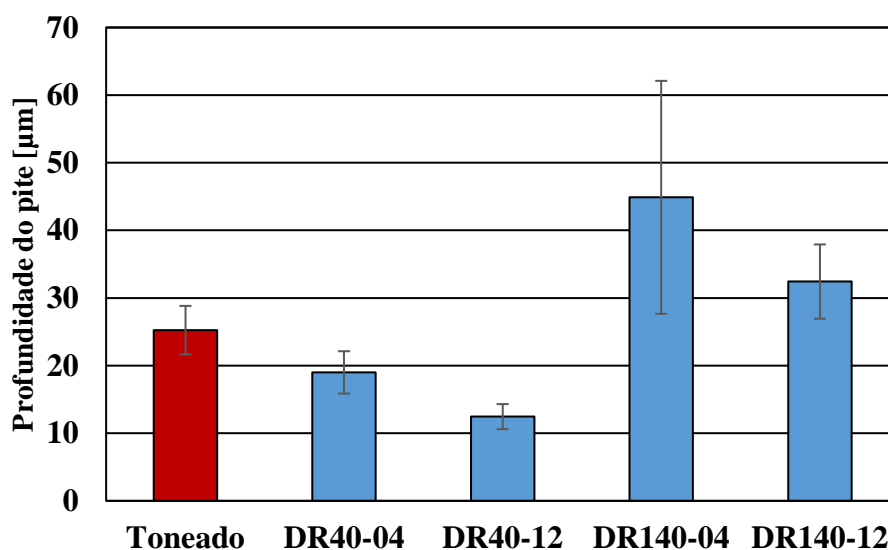


Figura 5.31: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre a profundidade dos pites de corrosão  
Fonte: autor (2024)

Este resultado é corroborado pela análise de EBSD (FIGURA 5.4) que indica um maior refino de grãos subsuperficiais proporcionado pelo roleteamento sob pressões elevadas, notadamente para a condição de 140 bar e 0,04 mm/rev. Além de um maior refino de grãos, essa condição de roleteamento favoreceu a deformação plástica em camadas mais profundas do material. Como resultado, a maior densidade de contornos de grãos aumenta a energia de ativação na região próxima a superfície até a profundidade afetada pelo roleteamento, acelerando a transferência de elétrons do material para o eletrólito e, conseqüentemente, levando à formação de pites de corrosão mais agressivos. É possível perceber, também, pela Figura 5.31, a influência do avanço sobre a profundidade do pite. Para ambas as pressões de roleteamento, o aumento do avanço de 0,04 para 0,12 mm/rev acarretou uma diminuição da profundidade média dos pites. Esse resultado também pode ser explicado pelo menor grau de encruamento proporcionado por

avanços mais elevados, sobretudo o avanço de 0,12 mm/rev. Dessa forma, para a mesma condição de pressão de roleteamento, avanços mais elevados têm um menor efeito tanto sobre o refino dos grãos subsuperficiais quanto na profundidade dessa deformação. Conseqüentemente, uma energia de ativação mais baixa, necessária para o processo de transferência elétrica do material para o eletrólito é observada. A análise estatística por meio do teste de Tukey confirmou que as médias de profundidade de pites de corrosão são diferentes e estatisticamente significativa para avanços diferentes e mesma pressão de roleteamento.

A Figura 5.32 apresenta os perfis bidimensionais sobrepostos dos pites de corrosão de todas as condições avaliadas. O gráfico evidencia a maior agressividade de um pite de corrosão formado na superfície do material roleteado a 140 bar de pressão e 0,04 mm/rev de avanço. Este pite, especificamente, apresentou uma profundidade de 65  $\mu\text{m}$  e um diâmetro de 100  $\mu\text{m}$ , valores muitos superiores aos observados para as demais condições. No entanto, a profundidade média para esta condição (44,88  $\mu\text{m}$ ) encontra-se no mesmo patamar de profundidade da camada de deformação plástica provocada pelo roleteamento, como pode ser observado nas imagens da seção transversal dos corpos de prova apresentadas na Figura 5.2. Além disso, os efeitos da alteração microestrutural provocada pelo roleteamento afetaram profundidades ainda maiores, como pôde ser verificado pelo aumento significativo da dureza até a profundidade de 180  $\mu\text{m}$  abaixo da superfície. Para todas as demais condições, o pite avaliado apresentou profundidade inferior a 40  $\mu\text{m}$ . Pela análise desta figura, é possível notar, mais uma vez, a influência do avanço sobre a profundidade do pite, em que o incremento desse parâmetro resultou na formação de pites de corrosão menos agressivos, em termos de profundidade e diâmetro, para uma mesma condição de pressão. Apesar de favorecer a formação de pites de maiores profundidades e diâmetros, o uso do roleteamento sob avanços mais baixos favoreceu a alteração do modo de corrosão na superfície do aço, evidenciando pela significativa redução da densidade dos pites.

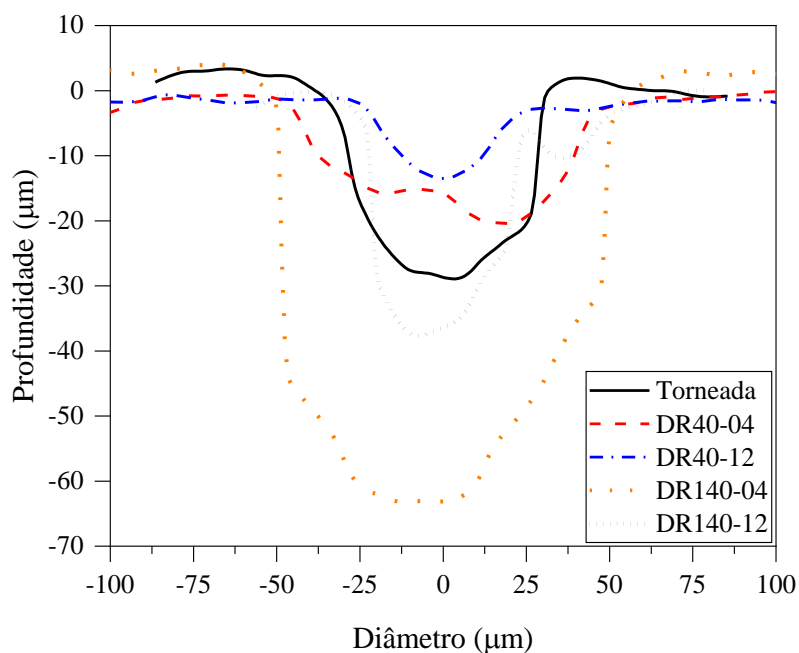


Figura 5.32: Influência dos parâmetros de roleteamento sobre o perfil dos pites de corrosão  
 Fonte: autor (2024)

## 5.7 Fractografia

As Figuras 5.33a e 5.33b apresentam a análise da fractografia dos corpos de prova torneado e exposto (T-E) e roleteado com 140 bar e avanço de 0,04 mm/rev e exposto à solução salina (DR140-04), respectivamente. O corpo de prova T-E revela um maior número de marcas de catraca bem definidas (indicadas por setas vermelhas), as quais estão diretamente associadas à formação de múltiplas trincas iniciadas na superfície. Esse comportamento pode ser atribuído à sua rugosidade superficial relativamente mais elevada e a maior incidência de pites de corrosão, ambos atuando como concentradores de tensão que favorecem a nucleação de trincas em diversos pontos.

Por outro lado, o corpo de prova DR140-04 apresenta um número consideravelmente menor de marcas de catraca, indicando que a trinca teve início em um único local. Isso é provavelmente consequência da redução significativa da rugosidade superficial, aliada às tensões residuais compressivas benéficas induzidas pelo tratamento de roleteamento.

Essas observações ressaltam o papel fundamental da melhoria da integridade superficial na redução do número de sítios de nucleação de trincas e, conseqüentemente,

na mitigação da iniciação de trincas em situações de fadiga após exposição a um meio corrosivo.

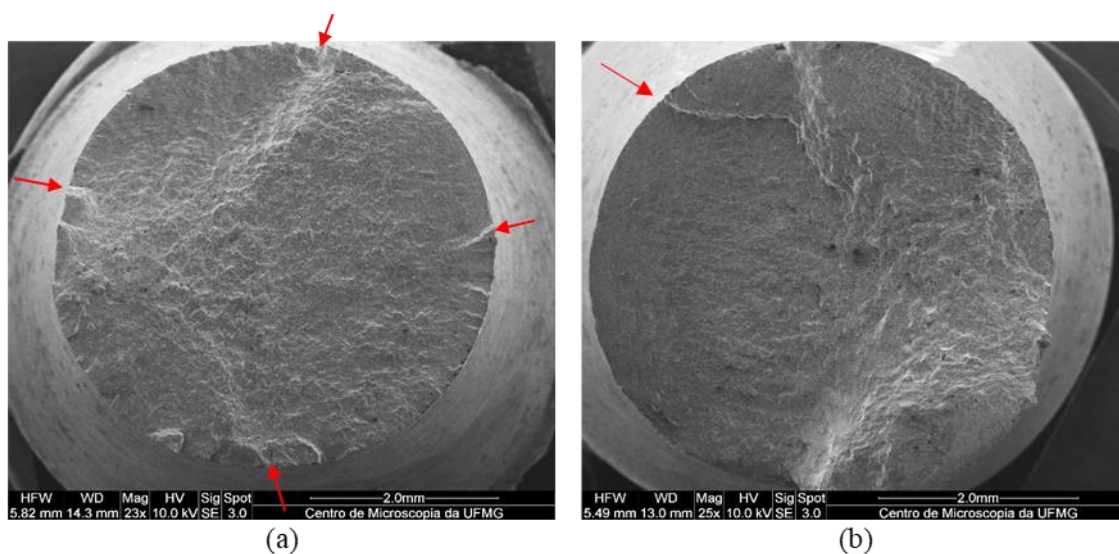


Figura 5.33: Fractografia das superfícies (a) torneada e (b) roleteada a 140 bar e 0,04 mm/rev submetidas à solução salina

Fonte: autor (2024)

A superfície de fratura mostrada na Figura 5.33a exibe múltiplas marcas de catraca, o que sugere a atuação de pites de corrosão como concentradores de tensão que favoreceram a nucleação de diversas trincas superficiais. A região de propagação da trinca apresenta estriações de fadiga bem definidas, orientadas radialmente em direção à zona de ruptura final, a qual é caracterizada por uma morfologia rugosa indicativa de fratura dúctil. Esse modo de fratura é consistente com o mecanismo típico de fadiga-corrosão, no qual a ação simultânea da corrosão por pite e do carregamento cíclico acelera a nucleação de trincas.

Na Figura 5.33b, observa-se uma única marca de catraca na superfície, possivelmente associada a um pite de corrosão localizado. A região de propagação da trinca apresenta uma superfície mais uniforme, com estriações bem definidas, indicando um crescimento estável da trinca sob menor intensidade de tensão, seguido por uma zona final de fratura dúctil. O número reduzido de marcas de catraca e o caminho mais uniforme da propagação da trinca sugerem o efeito benéfico de uma superfície de melhor acabamento e das tensões residuais compressivas induzidas pelo processo de roleteamento, que parecem mitigar a influência prejudicial da corrosão, após exposição ao eletrólito, no desempenho em fadiga.

Ao induzir tensões residuais compressivas que se estendem além das profundidades típicas onde os pites de corrosão costumam se formar, o roleteamento dificulta a iniciação de trincas mecânicas de fadiga a partir desses defeitos. Conseqüentemente, trincas nucleadas no interior dos pites de corrosão tendem a permanecer inativas, contribuindo para a melhoria do desempenho em fadiga do material (Prevéy & Cammet, 2001; Prévéy, Jayaraman & Ravindranath, 2003; Jayaraman & Prévéy, 2005).

## 6 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos e nas análises realizadas, foi possível avaliar a influência do roleteamento e de seus parâmetros sobre diversos aspectos do aço ABNT 1045 recozido, incluindo microestrutura subsuperficial, rugosidade, corrosão eletroquímica, vida em fadiga mecânica após exposição ao meio salino, modo de corrosão e as características da superfície fraturada. As principais conclusões deste trabalho são as seguintes:

- as análises de microscopia óptica sugeriram um aumento do grau de deformação plástica abaixo da superfície com o aumento da pressão e com a diminuição do avanço de roleteamento.
- o roleteamento foi efetivo em aumentar a dureza na região imediatamente abaixo da superfície até a profundidade de 180  $\mu\text{m}$ , independentemente da combinação de parâmetros utilizada.
- as análises por difração de elétrons retroespalhados indicaram a efetividade do roleteamento sob a pressão de 140 bar em alterar a microestrutura subsuperficial do aço, sobretudo por meio do refinamento dos grãos imediatamente abaixo da superfície.
- o roleteamento levou à uma redução significativa de todos os parâmetros de rugosidade avaliados e conseguiu eliminar as marcas de avanço deixadas na superfície após o torneamento a partir da deformação plástica dos picos de aspereza.
- o uso da pressão mais elevada (140 bar) junto ao avanço mais baixo (0,04 mm/rev) reduziu os valores de  $R_a$  em quase 80% do valor obtido para a condição torneada.
- para alguns parâmetros de rugosidade, como  $R_p$  e  $R_z$ , a interação entre a pressão e o avanço foi estatisticamente significativa e o aumento concomitante desses dois fatores levou a uma elevação da rugosidade em relação às demais condições de roleteamento.

- a combinação entre a pressão de 140 bar e o avanço de 0,12 mm/rev resultou no pior acabamento dentre as condições roleteadas. O aumento da pressão elevou o fluxo plástico de material na superfície, ao passo que o avanço mais alto, superior ao avanço de torneamento, inviabilizou uma deformação plástica mais efetiva dos picos de rugosidade.
- o roleteamento não alterou a resistência à corrosão eletroquímica do aço, como apontado pelas análises de potencial de circuito aberto (OCP), espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS) e polarização, que apresentaram valores estatisticamente iguais aos da condição torneada.
- o roleteamento foi efetivo em aumentar o número de ciclos até a fratura após a exposição à solução salina, sobretudo para as condições mais severas de pressão (90 e 140 bar).
- a análise estatística das condições roleteadas mostrou uma forte influência da pressão e do avanço sobre o número de ciclos até a fratura. O aumento da pressão de roleteamento e a redução do avanço da ferramenta levaram a um aumento significativo do número de ciclos após a exposição.
- a condição de roleteamento capaz de fornecer vida sob fadiga mecânica mais longa após a exposição ao eletrólito foi a de pressão mais elevada (140 bar) e avanço mais baixo (0,04 mm/rev). Esta condição resultou em uma média de 121525 ciclos de fadiga, sendo quase nove vezes superior ao valor obtido para a condição torneada (13850 ciclos).
- o ensaio de fadiga mecânica sem exposição à solução corrosiva para as condições mais extremas de número de ciclos de fadiga (torneada e roleteamento com  $P = 140$  MPa e  $f_{dr} = 0,04$  mm/rev) indicou que a exposição afetou negativamente a resistência à fadiga mecânica do material. A análise estatística sugeriu que houve redução do número de ciclos de fadiga após a exposição.
- os resultados mais relevantes deste estudo evidenciam que o roleteamento foi efetivo em alterar o modo de corrosão na superfície do material, sobretudo ao utilizar avanços mais baixos, o que resultou em uma diminuição da densidade de pites na superfície do aço.

- as análises de microscopia óptica tridimensional indicaram uma maior densidade de pites de corrosão na superfície torneada e em superfícies roleteadas com avanços mais elevados (0,12 mm/rev), com os pites se formando preferencialmente sobre os picos de rugosidade.
- superfícies roleteadas sob avanços mais baixos (0,04 mm/rev) apresentaram pites de corrosão mais profundos em virtude do maior grau de deformação plástica causada pela diminuição desse parâmetro.
- o uso da pressão de roleteamento mais alta (140 bar) somada ao avanço mais baixo (0,04 mm/rev) embora tenha favorecido a formação de pites de corrosão mais profundos e largos, levou a uma diminuição acentuada da densidade dos pites de corrosão em relação às demais condições de roleteamento e à condição torneada.
- os resultados de fractografia indicaram uma redução do número de marcas de catraca na superfície de fratura do aço roleteado sob a condição de 140 bar de pressão e 0,04 mm/rev de avanço após a exposição ao meio salino.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O estudo apresentado neste trabalho teve como objetivo avaliar, de maneira experimental, a influência do roleteamento sobre a integridade superficial e a resistência à corrosão do aço ABNT 1045 recozido. Para a continuidade deste trabalho são sugeridos os seguintes tópicos:

- Medição de tensões residuais próximas à superfície por meio de difração de raios X. Este estudo permitirá compreender a influência dos parâmetros de roleteamento sobre a magnitude e a profundidade das tensões residuais de compressão, bem como relacionar a profundidade das tensões compressivas com a profundidade dos pites de corrosão.
- Análise do efeito do roleteamento sobre defeitos microestruturais como as discordâncias. Este estudo possibilitará estabelecer correlações entre a evolução desses defeitos microestruturais e as propriedades mecânicas obtidas, em especial a resistência à fadiga e a resistência à corrosão.
- Realização de simulações numéricas para definição da combinação ótima dos parâmetros de roleteamento. Este estudo permitirá identificar condições de processo capazes de fornecer valores satisfatórios de acabamento superficial e de modificação microestrutural, de modo a garantir um desempenho apropriado do material em condições adversas, como ambientes corrosivos.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABRÃO, A. M.; DENKENA, B.; KOHLER, J. B.; BREIDENSTEIN, B.; MÖRKE, T.; RODRIGUES, P. C. M. The influence of heat treatment and deep rolling on the mechanical properties and integrity of AISI 1060 steel. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 214 p. 3020–3030. 2014a.

ABRÃO, A. M.; DENKENA, B.; KOHLER, J. B.; BREIDENSTEIN, B.; MÖRKE, T. The influence of deep rolling on the surface integrity heat treatment and deep rolling on the mechanical properties and integrity of AISI 1060 high carbon steel. 2nd CIRP Conference on Surface Integrity (CSI). Vol. 13 p. 31–36. 2014b.

ABRÃO, A. M.; DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B.; MÖRKE, T. Surface and subsurface alterations induced by deep rolling of hardened AISI 1060 steel. *Prod. Eng. Res. Devel.* Vol. 8 p. 551–558. 2014c.

ABRÃO, A. M.; DENKENA, B.; KOHLER, J. B.; BREIDENSTEIN, B.; MÖRKE, T. The inducement of residual stress through deep rolling of AISI 1060 steel and its subsequent relaxation under cyclic loading. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. Vol. 79 p. 1939–1947. 2015.

ALMARAZ, G. M. D.; VILCHEZ, J. A. R.; DOMINGUEZ, A. Ultrasonic Fatigue on the Automotive Steels: AISI/SAE 4140T and 1045. *Procedia Structural Integrity*. Vol. 18 p. 594-599. 2019.

AL-QAWABEHA, U. F. The effect of diamond pressing and roller burnishing of unheat treated carbon steel surfaces. *Machining Science and Technology*. Vol. 11/1 p. 145-155. 2007.

AL-QAWABEHA, U.; AL-RAWAJFEH, A. E.; AL-SHAMAILAH, E. Influence of Roller Burnishing on Surface Properties and Corrosion Resistance in Steel. *Anti-Corrosion Methods and Materials*. Vol. 56/5 p. 261-265. 2009.

ALTENBERGER, I.; SCHOLTES, B.; MARTIN, U.; OETTEL, H. Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304. *Materials Science and Engineering* Vol. A264 p. 1-16. 1999.

ALTENBERGER, I.; NALLA, R. K.; SANO, Y.; WAGNER, L.; RITCHIE, R. O. On the effect of deep-rolling and laser-peening on the stress-controlled low- and high-cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V at elevated temperatures up to 550 °C, *International Journal of Fatigue*, v.44, pp. 292-302, 2012.

ASTM International. (2017). ASTM A576-17 – Standard Specification for Steel Bars, Carbon, Hot-Wrought, Special Quality. West Conshohocken, PA: ASTM International. <https://doi.org/10.1520/A0576-17>

ASM Handbook. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. 1990.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR ISO 4287: Especificações geométricas do produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Termos, definições e parâmetros da rugosidade. Rio de Janeiro: ABNT, 2002.

AVILÉS, R.; ALBIZURI, J.; RODRÍGUEZ, A.; LÓPEZ DE LACALLE, L. N. Influence of Low-Plasticity Ball Burnishing on the High-Cycle Fatigue Strength of Medium Carbon AISI 1045 Steel. *International Journal of Fatigue*. Vol. 55 p. 230-244. 2013.

BAGHERI, S.; GUAGLIANO, M. Review of shot peening processes to obtain nanocrystalline surfaces in metal alloys. *Surface Engineering*. Vol. 25 (1). 2009.

BOUZID, W.; TSOUMAREV, O.; SAI, K. An investigation of surface roughness of burnished AISI 1042 steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. Vol. 24 p. 120-125. 2004.

CARNEIRO, C. Gastos para conter corrosão do aço impactam 4% do PIB brasileiro. Portal nacional de seguros (SEGS), 22 de março de 2022. Seção (Economia). Disponível

em: <https://www.segs.com.br/mais/economia/338194-gastos-para-conter-corrosao-do-aco-impactam-4-do-pib-brasileiro>. Acesso em: 21 de julho de 2023.

CELLARD, C.; RETRAINT, D.; FRANÇOIS, M.; ROUHAUD, E.; LE SAUNIER, D. Laser shock peening of Ti-17 titanium alloy: Influence of process parameters. *Materials Science and Engineering A*. Vol. 532 p. 362-372. 2012.

CHEN, H.; HE, Z.; LU, L. Correlation of Surface Features with Corrosion Behaviors of Interstitial Free Steel Processed by Temper Rolling. *Journal of Materials Science & Technology*. Vol. 36 p. 37-44. 2020.

CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos. ABM, 2008.

CHOMIENNE, V.; VALIORGUE, F.; RECH, J.; VERDU, C. Influence of ball burnishing on residual stress profile of a 15-5PH stainless steel. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. Vol. 13 p. 90-96. 2016.

COURTIN, S.; GARDIN, C. H.; BEZINE, G. Finite element simulation of roller burnishing in crankshafts. *Transactions on Engineering Sciences*. Vol. 39. 2003.

DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B.; WAGNER, L.; WOLLMANN, M.; MHAEDE, M. Influence of shot peening and laser ablation on residual stress state and phase composition of cemented carbide cutting inserts. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. Vol. 36 p. 85-89. 2013.

DENKENA, B.; GROVE, T.; BREIDENSTEIN, B.; ABRÃO, A.; MEYER, K. Correlation Between Process Load and Deep Rolling Induced Residual Stress Profile. 6<sup>th</sup> CIRP Global Web Conference. Vol 78 p161-165. 2018.

DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1981.

ECOROLL. *Tool Technology for Metal Surface Improvement: Solutions for a Demand oriented Surface Quality*. 2015.

ECOROLL. ECOROLL - Operating Instruction: Hydrostatic Roller Burnishing and Deep Rolling Tool HG6-20. Ecoroll, 2016.

EL-AXIR, M. H. An investigation into roller burnishing. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. Vol. 40 p. 1603-1617. 2000.

EL-KHABEERY, M. M.; EL-AXIR, M. H. Experimental techniques for studying the effects of milling roller-burnishing parameters on surface integrity. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. Vol. 4 p. 1705–1719. 2001.

EL-TAYEB, N. S. M.; LOW, K. O.; BREVERN, P. V. Influence of roller burnishing contact width and burnishing orientation on surface quality and tribological behavior of Aluminum 6061. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 186 p. 272-278. 2007.

FERRARESI, Dino. *Usinagem dos metais: fundamentos da usinagem dos metais*. São Paulo: Edgard Bluncher, 1970.

FRIGUETTO, C. J.; RUBBO, J.; RIGATTI, K.; ZARDO, M.; FRIGUETTO, G. Influência dos Tratamentos Térmicos no Aço SAE 1045. *Congresso Online de Engenharia de Materiais*. 2021.

GENTIL, Vicente. *Corrosão*. Rio de Janeiro: LTC, 2017.

GHARBI, F.; SGHAIER, S.; AL-FADHALAH, K. J.; BENAMEUR, T. Effect of Ball Burnishing Process on the Surface Quality and Microstructure Properties of AISI 1010 Steel Plates. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 20 p. 903-910. 2011.

GHARBI, F.; SGHAIER, S.; MOREL, F.; BENAMEUR, T. Experimental investigation of the effect of burnishing force on service properties of AISI 1010 steel plates. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 24 p. 721- 725. 2015.

HAMADACHE, H.; LAOUAR, L.; ZEGHIB, N. E; CHAOUI, K. Characteristics of Rb40 steel superficial layer under ball and roller burnishing. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 180 p. 130–136. 2006.

HASSAN, A. M. An Investigation into the Surface Characteristics of Burnished Cast Al-Cu Alloys. *International Journal of Machining Tools Manufacturing*. Vol. 37 p. 813-821. 1997.

HASSAN, A, M. The effects of ball and roller burnishing on the surface roughness and hardness of some non-ferrous metals. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 72 p. 385-391. 1997.

HASSAN, A. M.; AL-WAHHAB, O. M. A. Surface characteristics of some roller burnished non-ferrous components. *Material and Manufacturing Process*. Vol. 13 p. 505-515. 1998.

HERNÁNDEZ-ESPEJEL, A.; DOMÍNGUEZ-CRESPO, M. A.; CABREARA-SIERRA, R.; RODRÍGUEZ-MENESES, C.; ARCE-ESTRADA, E. M. Investigations of Corrosion Films Formed on API-X52 Pipeline Steel in Acid Sour Media. *Corrosion Science*. Vol. 52 p. 2258-2267. 2010.

HONG, T.; NAGUMO, M. Effect of Surface Roughness on Early Stages of Pitting Corrosion of Type 301 Stainless Steel. *Corrosion Science*. Vol. 39 p. 1665-1672. 1997.

JAYARAMAN, N.; PREVÉY, P. Application of Low Plasticity Burnishing (LPB) to Improve the Corrosion Fatigue Performance and FOD Tolerance of Alloy 450 Stainless Steel. *Proceedings of the Tri-Service Corrosion Conference*. 2003.

JAYARAMAN, N.; PREVÉY, P. Comparison of Mechanical Suppression by Shot Peening and Low Plasticity Burnishing to Mitigate SCC and Corrosion Fatigue Failures in 300M Landing Gear Steel. *Proceedings of ICSP*. Vol. 9 p. 259. 2005.

JOHN, M. R. S.; WILSON, A. W.; BHARDWAJ, A. P.; ABRAHAM, A.; VINAYAGAM, B. K. An investigation of ball burnishing process on CNC lathe using

finite element analysis. *Simulation Modelling Practice and Theory*. Vol. 62 p. 88–101. 2016.

JUIJERM, P.; ALTENBERGER, I. Effect of temperature on cyclic deformation behavior and residual stress relaxation of deep rolled under-aged Aluminum alloy AA6110. *Materials Science and Engineering*. Vol. A 452-453 p. 475-482. 2007.

KLOCKE, F.; LIERMANN, J. Roller burnishing of hard turned surfaces. *Int. J. Mach. Tools Manufact.* Vol.38 p. 419-423. 1998.

KLOCKE, F.; BÄCKER, V.; WEGNER, H. Influence of Process and Geometry Parameters on the Surface Layer State after Roller Burnishing of IN718. *Prod. Eng. Res. Devel.* Vol. 3 p. 391-399. 2009.

KRAUSS, G. *Steel: Processing, Structure and Performance*. ASM International, 2015.

LEE, S. M.; LEE, W. G.; KIM, Y. H.; JANG, H. Surface Roughness and the Corrosion Resistance of 21Cr Ferritic Stainless Steel. *Corrosion Science*. Vol. 63 p. 404-409. 2012.

LI, W.; LI, D. Y. Influence of Surface Morphology on Corrosion and Electronic Behavior. *Vol. Acta Materialia*. Vol. 54 p. 445-452. 2006.

LI, Z.; CHEN, L.; TANG, J.; ZHAO, G.; ZHANG, C.; CHU, X. Microstructure Evolution, Plastic Anisotropy, and Intergranular Corrosion of Al-Mg-Si Sheet Processed Through a Combination of Hot Extrusion and Cold Rolling. *Materials Characterization*. Vol. 164. 2020.

LOH, N. H.; TAM, S. C. Effects of ball burnishing parameters on surface finish – A literature survey and discussion. *Precision Engineering*. Vol. 10 p. 215-220. 1988.

LOH, N. H.; TAM, S. C.; MIYAZAWA, S. Statistical Analyses of the Effects of Ball Burnishing Parameters on Surface Hardness. *Wear*. Vol. 129 p 235-243. 1989.

LOH, N. H.; TAM, S. C. MIYAZAWA, S. Ball burnishing of tool steel. Precision Engineering. Vol. 15 p. 100-105. 1993.

LÓPEZ DE LACALLE, L. N.; LAMIKIZ, MUÑO, A. J.; SÁNCHEZ, J. A. Quality improvement of ball-end milled sculptured surfaces by ball burnishing. International Journal of Machine Tools & Manufacture. Vol. 45 p. 1659-1668. 2005.

LUCA, L.; VENTZEL, S. N.; MARINESCU, I. Effects of working parameters on surface finish in ball-burnishing of hardened steels (Technical note). Precision Engineering. Vol. 29 p. 253–256. 2005.

MACHADO, Á. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; DA SILVA, M. B. Teoria Da Usinagem Dos Materiais. São Paulo: 2015.

MADDURI, C.; PRAKASH, R. V. Corrosion Fatigue Crack Growth Studies in Ni-Cr-Mn Steel. Vol. 4. 2010.

MAGALHÃES, F. C.; ABRÃO, A. M.; DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B.; MORKE, T. Analytical Modeling of Surface Roughness, Hardness and Residual Stress Induced by Deep Rolling. Journal of Materials Engineering and Performance. Vol. 26 p. 876–884. 2016.

MCCAFFERTY, E. Introduction to Corrosion Science. Washington: Springer, 2009.

MONTGOMERY, D. C. Design and Analysis of Experiments. John Wiley and Sons, 2012.

MURTHY, R. L.; KOTIVEERACHARI, B. Burnishing of metallic surfaces – a review. Precision Engineering. Regional Engineering College, Warangal. 1981.

NÉMAT, M.; LYONS, A. C. An Investigation of the Surface Topography of Ball Burnished Mild Steel and Aluminium. International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Vol. 16 p. 469-473. 2000.

NIE, J.; WANG, F.; CHEN, Y.; MAO, Q.; YANG, H.; SONG, Z.; LIU, X.; ZHAO, Y. Microstructure and Corrosion Behavior of Al-TiB<sub>2</sub>/TiC Composites Processed by Hot Rolling. *Results in Physics*. Vol. 14. 2019.

NIKITIN, I.; ALTENBERGER, I. Comparison of the fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic stainless steel AISI 304 in the temperature range 25–600 °C. *Materials Science and Engineering*. Vol. A 465 p. 176-182. 2007.

OREJUELA, A.; RINCÓN, R.; OLAYA, J. J. Corrosion Resistance of Niobium Carbide Coatings Produced on AISI 1045 Steel Via Thermo-Reactive Diffusion Deposition. *Surface & Coatings Technology*. Vol. 259 p. 667-675. 2014.

OKADA, M.; SUENOBU, S.; WATANABE, K.; YAMASHITA, Y.; ASAKAWA, N. Development and burnishing characteristics of roller burnishing method with rolling and sliding effects. *Mechatronics*. Vol. 29 p. 110- 118. 2015.

PERAL MARTÍNEZ, L. B.; EBRAHIMZADEH, P.; GUTIÉRREZ, A.; FERNÁNDEZ-PARIENTE, I. Effect of tempering temperature and grain refinement induced by severe shot peening on the corrosion behavior of a low alloy steel. *Journal of Electroanalytical Chemistry*, v. 932, p. 117207, 2023.

PRABHU, P. R.; KULKARNI S. M.; SHARMA S. S. Influence of deep cold rolling and low plasticity burnishing on surface hardness and surface roughness of AISI 4140 steel. *International Journal of Mechanical and Mechatronics Engineering*. Vol. 4 No:12. 2010.

PRAKASH, N. S., MANDAL, S.; MANDAL, S.; CHAKRABARTI, D.; ROY, M. Implication of nano-scale grain refinement on the passive film formation and corrosion response of AISI 301L steel with and without pre-existing martensite. *Materials Letters*, Volume 336, 7 January 2023.

PREVÉY, P. S.; CAMMETT, J. T. Low-Cost Corrosion Damage Mitigation and Improved Fatigue Performance of Low Plasticity Burnished 7075-T6. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 10 p. 548-545. 2001.

PREVÉY, P.; JAYARAMAN, N.; RAVINDRANATH, R. Low Plasticity Burnishing (LPB) Treatment to Mitigate FOD and Corrosion Fatigue Damage in 17-4 PH Stainless Steel. *Proceedings of the Tri-Service Corrosion Conference*. 2003.

PREVÉY, P. S.; CAMMETT, J. T. The Influence of Surface Enhancement by Low Plasticity Burnishing on the Corrosion Fatigue Performance of AA7075-T6. *International Journal of Fatigue*. Vol. 26 p. 975-982. 2004.

PREVÉY, P.; RAVINDRANATH, R.; SHEPARD, M.; GABB, T. Case Studies of Fatigue Life Improvement Using Low Plasticity Burnishing in Gas Turbine Engine Applications. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*. Vol. 128 p. 865-872. 2006.

PRIYADARSINI, C.; RAMANA, V. S. N. V.; PRABHA, K. A.; SWETHA, S. A Review on Ball, Roller, Low Plasticity Burnishing Process. *Materials Today: Proceedings*. Vol. 18 p. 5087-5099. 2019.

PU, Z.; SONG, G. L.; YANG, S.; DILLON, O. W.; PULEO, D. A.; JAWAHIR, L. S. Cryogenic Burnishing of Az31b Mg Alloy for Enhanced Corrosion Resistance. *Magnesium Technology*. 2011.

PU, Z.; SONG, G. L.; YANG, S.; OUTEIRO, J. C.; DILLON JR, O. W.; PULEO, D. A.; JAWAHIR, L. S. Grain Refined and Basal Textured Surface Produced by Burnishing for Improved Corrosion Performance of AZ31B Mg Alloy. *Corrosion Science*. Vol. 57. p 192-201. 2012.

QABAN, A.; MOHMED, T.; QUAZI, M. M.; NAHER, S. The Effect of Al and Nb Contents, Cooling Rate and Rolling Condition on the Microstructure and Corrosion Behavior of HSLA Steel. *Materials Today Communications*. Vol. 25. 2020.

RAO, D. S.; HEBBAR, H. S.; KOMARAIHAH, M.; KEMPAIAH, U. N. Investigations on the Effect of Ball Burnishing Parameters on Surface Hardness and Wear Resistance of HSLA Dual-Phase Steels. *Materials and Manufacturing Processes*. Vol. 23 p. 295-302. 2008.

RODRÍGUEZ, A; LÓPEZ DE LACALLE, L. N.; CELAYA, A.; LAMIKIZ, A.; ALBIZURI, J. Surface improvement of shafts by the deep ball-burnishing technique. *Surface & Coatings Technology*. Vol. 206 p. 2817-2824. 2012.

SALDÑA-ROBLES, A.; MORA, H. P.; GÓMEZ, E. A.; ROBLES, A. S.; HERRERA, A. M.; DE LA PEÑA, J. A. D. Influence of ball-burnishing on roughness, hardness and corrosion resistance of AISI 1045 steel. *Surface & Coatings Technology*. Vol. 339 p. 191-198. 2018.

SARTKULVANICH, P.; ALTAN, T.; JASSO, F.; RODRIGUEZ, C. Finite element modeling of hard roller burnishing: an analysis on the effects of process parameters upon surface finish and residual stresses. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. Vol. 129 p. 705-716. 2007.

SAYAHI, M.; SGHAIER, S.; BELHADJSALAH, H. Finite element analysis of ball burnishing process: comparisons between numerical results and experiments. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. Vol. 67 p. 1665–1673. 2013.

SCHULZE, V. *Modern Mechanical Surface Treatment. States, Stability, Effects*. Wiley-VCH. 368 p. 2006.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. J403: Chemical Composition of SAE Carbon Steels. 2001.

SOUSA, F. G. Avaliação da resistência à fadiga do aço ABNT 1045 com diferentes níveis de deformação residual e tratamento térmico. Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PPMEC) da UFSJ. Universidade Federal de São João del-Rei. 2016.

SOUZA, S. A. *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: fundamentos teóricos e práticos*. São Paulo, Blucher, 1982.

SURESH, Subra. *Fatigue of Materials*. 2. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

TADIC, B.; TODOROVIC, P. M.; LUZANIN, O.; MILJANIC, D.; JEREMIC, B. M.; BOGDANOVIC, B.; VUKELIC, D. Using specially designed high-stiffness burnishing tool to achieve high-quality surface finish. *Int J Adv Manuf Technol*. Vol. 67 p. 601- 611. 2013.

TANG, J.; LUO, H. Y.; ZHANG, Y. B. Enhancing the Surface Integrity and Corrosion Resistance of Ti-6Al-4V Titanium Alloy through Cryogenic Burnishing. *Int J Adv Manuf Technol*. Vol. 88 p. 2785-2793. 2017.

TRAVIESO-RODRIGUEZ, J. A. T.; GRAS, G. G.; DESSEIN, G.; CARRILLO, F.; ALEXIS J.; PEIRO, J. J.; AUBAZAC, N. Effects of a ball-burnishing process assisted by vibrations in G10380 steel specimens. *Int J Adv Manuf Technol*. Vol. 81 p. 1757- 1765. 2015.

VISHNUVARDHAN, S.; SARAVANAN, M.; GANDHI, P.; RAGHAVA, G. Fatigue Crack Growth Studies on Power Plant Piping Materials under Corrosive Environment. *Procedia Structural Integrity*. Vol. 14 p. 482-490. 2019.

WALTER, R.; KANNAN, B. Influence of Surface Roughness on the Corrosion Behaviour of Magnesium Alloy. *Materials and Design*. Vol. 32 p. 2350-2354. 2011.

WEI, X.; ZHANG, C.; LING, X. Effects of Laser Shock Processing on Corrosion Resistance of AISI 304 Stainless Steel in Acid Chloride Solution. *Journal of Alloys and Compounds*. Vol. 723 p. 237-242. 2017.

XU, X.; LIU, D.; ZHANG, X.; LIU, C.; LIU, D. Mechanical and Corrosion Fatigue Behaviors of Gradient Structured 7B50-T7751 Aluminum Alloy Processed Via

Ultrasonic Surface Rolling. *Journal of Materials Science & Technology*. Vol. 40 p. 88-98. 2020.

YE, H.; SUN, X.; LIU, Y.; RAO, X.; GU, Q. Effect of Ultrasonic Surface Rolling Process on Mechanical Properties and Corrosion Resistance of AZ31B Mg Alloy. *Surface & Coatings Technology*. Vol. 372 p. 288-298. 2019.

YELDOSE, B. C.; RAMAMOORTHY, B. An investigation into the high performance of TiN-coated rollers in burnishing process. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 207 p.350–355. 2008.

YELLA, P.; VENKATESWARLU, P.; BUDDU, R. K.; VIDYASAGAR, D. V.; SANKARA RAO, K. B.; KIRAN, P. P.; RAJULAPATI, K. V. *Applied Surface Science*. Vol. 435 p. 271-280. 2018.

YEN, Y. C.; SARTKULVANICH, P.; ALTAN, T. Engineering Research Center for Net Shape Manufacturing (ERC/NSM), The Ohio State University, Columbus, Ohio, USA. 2004.

YIN, S. B.; LI, D. Y. Corrosion and Corrosive Wear of Annealed, Impact-Fractured and Slow Bending-Fractured Surface Layers of AISI 1045 Steel in a 3.5% NaCl Solution. *Wear*. Vol. 259 p. 383-390. 2005.

YU, X.; WANG, L. Effect of various parameters on the surface roughness of an aluminum alloy burnished with a spherical surfaced polycrystalline diamond tool. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. Vol. 39 p. 459–469. 1999.

YUAN, X. L.; SUN, Y. W.; GAO, L. S.; JIANG, S. L. Effect of Roller Burnishing Process Parameters on the Surface Roughness and Microhardness for TA2 Alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. Vol. 85 p. 1373-1383. 2016.

# ANEXO A: CERTIFICADO DE ANÁLISE QUÍMICA DO AÇO

## ABNT 1045



### Relatório / Report nº 12696/2022

**Solicitante / Requester:** Alexandre Mendes Abrão  
**Endereço / Address:** Av. Antônio Carlos, 6627 - UFMG - Pampulha - Belo Horizonte - MG  
**Item recebido: material para análise/ensaio / Item received: material for analysis/test**  
**Identificação do cliente para a amostra enviada / Customer id for the sample sent:**  
 Aço Carbono ABNT 1045 (02) - VINÍCIUS MELO CANGUSSU

Elementos <i>Elements</i>	Concentração <i>Concentration</i>	Unidade <i>Unit</i>	Elementos <i>Elements</i>	Concentração <i>Concentration</i>	Unidade <i>Unit</i>
Carbono (C)	0,4866	%	Chumbo (Pb)	<0,0020	%
Silício (Si)	0,1839	%	Estanho (Sn)	<0,0036	%
Manganês (Mn)	0,7529	%	Arsênio (As)	0,0094	%
Fósforo (P)	0,0228	%	Zircônio (Zr)	<0,0081	%
Enxofre (S)	0,0111	%	Bismuto (Bi)	<0,0027	%
Cromo (Cr)	0,0270	%	Cálcio (Ca)	<0,0001	%
Molibdênio (Mo)	0,0110	%	Céριο (Ce)	<0,0013	%
Níquel (Ni)	<0,0225	%	Antimônio (Sb)	<0,0018	%
Alumínio (Al Total)	0,0087	%	Selênio (Se)	<0,0036	%
Cobalto (Co)	<0,0045	%	Tântalo (Ta)	<0,0144	%
Cobre (Cu)	0,0107	%	Boro (B)	0,0006	%
Nióbio (Nb)	0,0009	%	Zinco (Zn)	>0,0004	%
Titânio (Ti)	0,0005	%	Lantânio (La)	<0,0004	%
Vanádio (V)	0,0048	%	Nitrogênio (N)	0,0076	%
Tungstênio (W)	<0,0153	%	Ferro (Fe) Balanço	98,3808	%

#### Informações / Informations:

\* Temperatura máxima do laboratório: 28°C / Maximum Temperature of laboratory: 28°C.

#### Procedimento / Método / Procedure / Method:

\* Análise realizada segundo Instrução Técnica IT Lab 249 / Analyses performed by technical instruction IT Lab 249.

\* Normas: ASTM E 415:2017, ASTM E 1086:2014 e ASTM A 751:2014a / Standards: ASTM E 415:2017, ASTM E 1086:2014 e ASTM A 751:2014a.

#### Equipamento utilizado / Equipment used:

\* Método utilizado - Espectrometria de Emissão Ótica / Method used - Optical emission spectrometry.

#### Equipamentos / Instrumentos / Equipment / Instruments:

\* Espectrômetro de Emissão Ótica SPECTROMAXx identificação 159239, calibrado pelo fabricante / Optical emission spectrometer Spectromaxx, identification 159239, calibrated by manufacturer.

#### Observações / Observations:

O equipamento analisa somente os elementos apresentados no quadro deste relatório. A base refere-se ao balanceamento da composição para cem por cento podendo conter outros elementos não detectados / The equipment only analyzes the elements presented in the chart of this report. The base refers to the balance of the composition for hundred percent and may contain other undetected elements.

\* Onde consta < (menor que), significa que o resultado do elemento está abaixo do limite inferior da faixa de detecção do equipamento e > (maior que) está acima do limite superior da faixa de detecção do equipamento / Where it appears <(less than), it means that the element result is below the lower limit of the equipment detection range and > (greater than) is above the upper limit of the equipment detection range.

SENAI Itaúna CETEF Marcelino Corradi

Rua Lília Antunes, 99 - B. Nogueira Machado - CEP: 35680-270 - Itaúna - MG - Fone: (37) 3249-2400

Página 1 de 2



# SENAI

## Laboratório de Ensaios e Análise em Materiais - LAMAT

Acreditado pela Coordenação Geral de Acreditação - CGCRE  
Accredited by General Coordination of Accreditation - CGCRE

### Análise Química por Espectrometria Ótica - Base Ferro

Chemical Analysis by Optical Spectrometry - Iron Base

#### Relatório / Report nº 12696/2022

Incerteza de Medição	
Measurement Uncertainty	
Elemento	+/- U 95% / Uncertainty
Element	Uncertainty
C	0,0122
Si	0,0043
Mn	0,0174
P	0,0013
S	0,0009
Cr	0,0003
Mo	0,0003
Ni	ND
Al t	0,0005
Co	ND
Cu	0,0006
Nb	0,0001
Ti	0,0000
V	0,0001
W	ND
Pb	ND
Sn	ND
As	0,0013
Zr	ND
Bi	ND
Ca	ND
Ce	ND
Sb	ND
Se	ND
Ta	ND
B	0,0002
Zn	ND
La	ND
N	0,0006

\* Esta foi a maior incerteza encontrada e foi obtida através da multiplicação da incerteza de medição combinada pelo fator de abrangência K (coeficiente de segurança), proporcionando um nível de confiança de aproximadamente de 95% / This is the bigger uncertainty found and was obtained through for multiplication for measurement uncertainty combined by the coverage factor K (safety factor), providing a level by safety approximately 95%.

Este relatório contém resultados que se referem exclusivamente à amostra enviada pelo solicitante e somente deve ser reproduzido por completo, sendo que a reprodução de partes requer aprovação escrita do LAMAT / This report contain results referred exclusively specimen sent to requestor and only be reproduced in full, and that reproduction of parts requires written approval by LAMAT.

<b>Recepção / Reception</b>	14/11/22	<b>Analista</b> Analyst	<b>Responsável</b> Responsible
<b>Realização / Achievement</b>	21/11/22	José Milton Bernardes	
<b>Emissão / Emission</b>	21/11/22	Laboratorista - CRQ 02404823	José Milton Bernardes Laboratorista - CRQ 02404823

**Responsável Técnico LAMAT: Philippe Silva Parreiras, CREA-MG nº 142016726-0**

Technical Responsible LAMAT: Philippe Silva Parreiras, CREA-MG nº 142016726-0

**SENAI Itaúna CETEF Marcelino Corradi**

Rua Lília Antunes, 99 - B. Nogueira Machado - CEP: 35680-270 - Itaúna - MG - Fone: (37) 3249-2400

Página 2 de 2

## ANEXO B: INFORMAÇÕES DO EQUIPAMENTO DE ROLETEAR

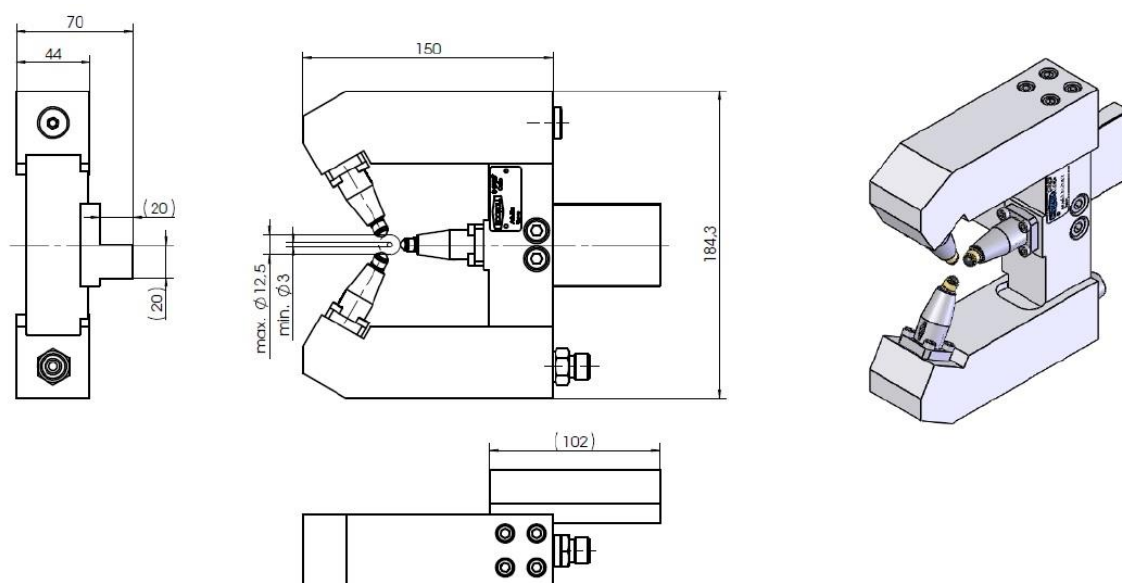


Figura B 1: Dimensões da ferramenta de roleteamento  
 Fonte: adaptado de Ecoroll (2016).

Quadro B. 1: Pressão de roleteamento recomendada em função da dureza do material.

<b>Dureza do material (HV)</b>	<b>Faixa de pressão (bar)</b>
<b>Até 200</b>	<b>20-150</b>
<b>Até 450</b>	<b>150-250</b>
<b>Até 840</b>	<b>300-400</b>

Fonte: adaptado de Ecoroll (2016)

## APÊNDICE A: RESULTADOS DE RUGOSIDADE

Tabela A. 1: Resultados do desvio médio aritmético

P [bar]	f [mm/ver]	Ra 1	Ra 2	Ra 3	Ra 4	Média	Desvio
<b>Usinado</b>	0	0,936	0,754	1,5	-	1,063333	0,388959
<b>40</b>	0,04	0,128	0,404	0,414	0,156	0,2755	0,15463
<b>40</b>	0,08	0,133	0,179	0,157	0,459	0,232	0,152495
<b>40</b>	0,12	0,19	0,3	0,293	0,254	0,25925	0,050408
<b>90</b>	0,04	0,197	0,217	0,211	0,209	0,2085	0,008386
<b>90</b>	0,08	0,184	0,214	0,358	0,444	0,3	0,122409
<b>90</b>	0,12	0,206	0,272	0,3	0,227	0,25125	0,042594
<b>140</b>	0,04	0,201	0,217	0,258	0,233	0,22725	0,024309
<b>140</b>	0,08	0,204	0,224	0,23	0,216	0,2185	0,01124
<b>140</b>	0,12	0,39	0,382	0,409	0,384	0,39125	0,012312

Tabela A. 2: Resultados da profundidade máxima do vale

P [bar]	f [mm/ver]	Rv 1	Rv 2	Rv 3	Rv 4	Média	Desvio
<b>Usinado</b>	0	2,81	2,51	5,32	-	3,546667	1,54306
<b>40</b>	0,04	0,416	1,18	1,63	0,578	0,951	0,559415
<b>40</b>	0,08	0,441	0,834	0,847	1,5	0,9055	0,438834
<b>40</b>	0,12	0,554	1,24	0,983	0,824	0,90025	0,287507
<b>90</b>	0,04	0,656	0,904	0,698	0,866	0,781	0,122295
<b>90</b>	0,08	0,628	0,915	1,96	1,26	1,19075	0,574243
<b>90</b>	0,12	0,554	0,987	1,68	0,608	0,95725	0,518922
<b>140</b>	0,04	0,669	0,891	0,909	0,876	0,83625	0,112313
<b>140</b>	0,08	0,614	0,831	0,916	0,995	0,839	0,16427
<b>140</b>	0,12	1,27	1,2	1,9	1,23	1,4	0,334564

Tabela A. 3: Resultados da altura máxima de pico

P [bar]	f [mm/rev]	Rp 1	Rp 2	Rp 3	Rp 4	Média	Desvio
<b>Usinado</b>	0	2,49	1,94	4,09	-	2,84	1,116915
<b>40</b>	0,04	0,454	1,3	1,38	0,557	0,9275	0,484732
<b>40</b>	0,08	0,442	0,655	0,527	1,17	0,6985	0,326297
<b>40</b>	0,12	0,598	0,9	0,794	0,762	0,7635	0,125107
<b>90</b>	0,04	0,715	0,911	0,782	0,765	0,79325	0,083492
<b>90</b>	0,08	0,653	0,759	1,5	1,65	1,1405	0,50729
<b>90</b>	0,12	0,626	0,904	0,933	0,703	0,7915	0,150445
<b>140</b>	0,04	0,868	0,978	1,56	1,2	1,1515	0,305341
<b>140</b>	0,08	0,69	0,802	0,788	0,88	0,79	0,077991
<b>140</b>	0,12	1,64	1,47	1,5	1,51	1,53	0,075277

Tabela A. 4: Resultados da altura máxima do perfil

<b>P [bar]</b>	<b>f [mm/ver]</b>	<b>Rz 1</b>	<b>Rz 2</b>	<b>Rz 3</b>	<b>Rz 4</b>	<b>Média</b>	<b>Desvio</b>
<b>Usinado</b>	0	5,3	4,46	9,41	-	6,39	2,648905
<b>40</b>	0,04	0,87	2,48	3,01	1,14	1,875	1,033521
<b>40</b>	0,08	0,884	1,49	1,37	2,67	1,6035	0,757739
<b>40</b>	0,12	1,15	2,14	1,78	1,59	1,665	0,412189
<b>90</b>	0,04	1,37	1,81	1,48	1,63	1,5725	0,190853
<b>90</b>	0,08	1,28	1,67	3,46	2,9	2,3275	1,023047
<b>90</b>	0,12	1,18	1,89	2,61	1,31	1,7475	0,652604
<b>140</b>	0,04	1,54	1,87	2,47	2,08	1,99	0,389615
<b>140</b>	0,08	1,3	1,63	1,7	1,87	1,625	0,238956
<b>140</b>	0,12	2,91	2,67	3,4	2,73	2,9275	0,331097

Tabela A. 5: Análise de variância do desvio médio aritmético ( $R_a$ )

<b>Fonte</b>	<b>GL</b>	<b>SQ (Aj.)</b>	<b>QM (Aj.)</b>	<b>Valor F</b>	<b>Valor-P</b>
<b>Modelo</b>	11	0,145951	0,013268	2,02	0,073
<b>Blocos</b>	3	0,044696	0,014899	2,27	0,106
<b>Linear</b>	4	0,031848	0,007962	1,21	0,332
<b>Pressão</b>	2	0,004867	0,002434	0,37	0,694
<b>Avanço</b>	2	0,026981	0,013491	2,05	0,150
<b>Interações de 2 fatores</b>	4	0,069406	0,017352	2,64	0,059
<b>Pressão*Avanço</b>	4	0,069406	0,017352	2,64	0,059
<b>Erro</b>	24	0,157634	0,006568		
<b>Total</b>	35	0,303585			

Tabela A. 6: Análise de variância da profundidade máxima do vale ( $R_v$ )

<b>Fonte</b>	<b>GL</b>	<b>SQ (Aj.)</b>	<b>QM (Aj.)</b>	<b>Valor F</b>	<b>Valor-P</b>
<b>Modelo</b>	11	3,08135	0,28012	3,01	0,012
<b>Blocos</b>	3	1,82597	0,60866	6,54	0,002
<b>Linear</b>	4	0,38493	0,09623	1,03	0,410
<b>Pressão</b>	2	0,06778	0,03389	0,36	0,699
<b>Avanço</b>	2	0,31716	0,15858	1,70	0,203
<b>Interações de 2 fatores</b>	4	0,87044	0,21761	2,34	0,084
<b>Pressão*Avanço</b>	4	0,87044	0,21761	2,34	0,084
<b>Erro</b>	24	2,23514	0,09313		
<b>Total</b>	35	5,31649			

## APÊNDICE B: RESULTADOS DA ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS DE RUGOSIDADE

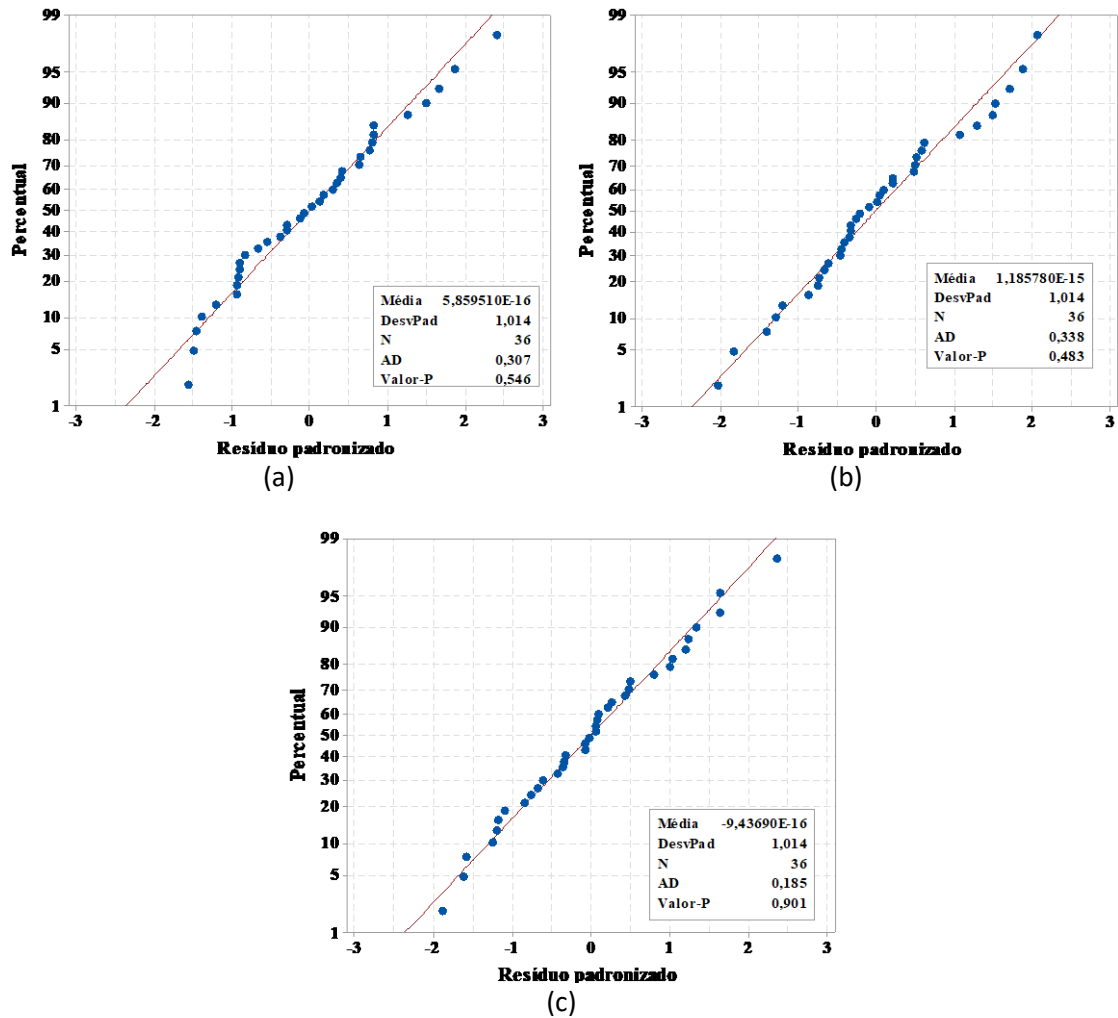


Figura B. 1: Gráficos de probabilidade normal para Rv, Rp e Rz

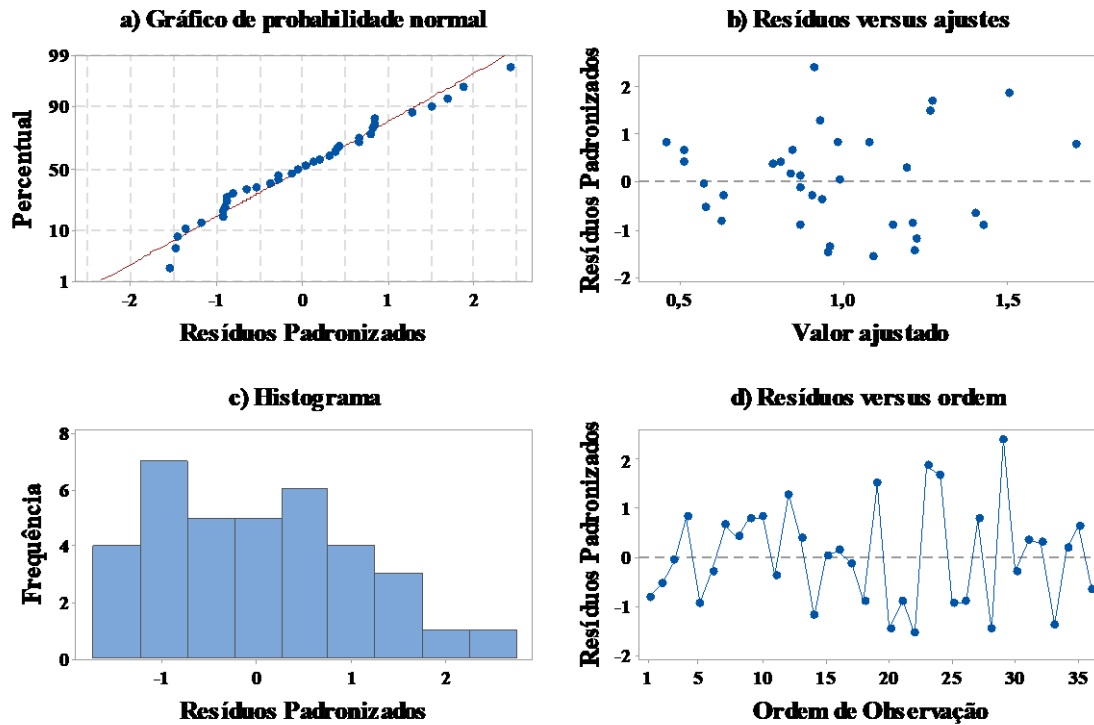


Figura B. 2: Gráficos de resíduos padronizados de Rv: a) gráfico de probabilidade normal, b) resíduos versus ajustes, c) histograma e d) resíduos versus ordem

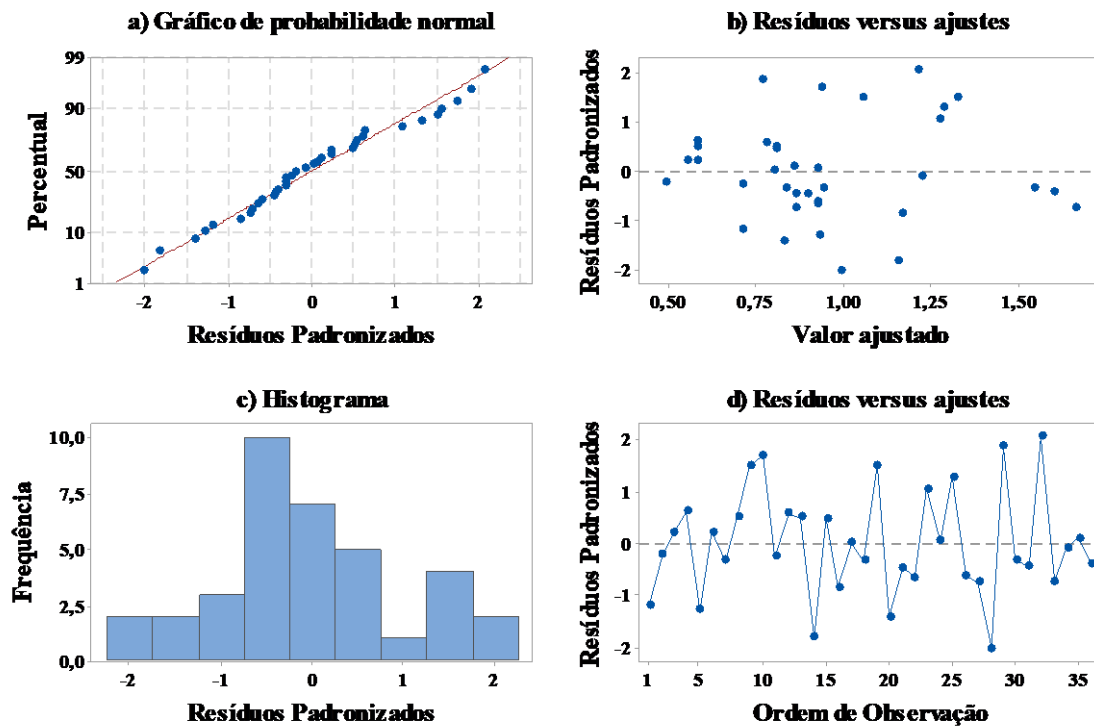


Figura B. 3: Gráficos de resíduos padronizados de Rp: a) gráfico de probabilidade normal, b) resíduos versus ajustes, c) histograma e d) resíduos versus ordem

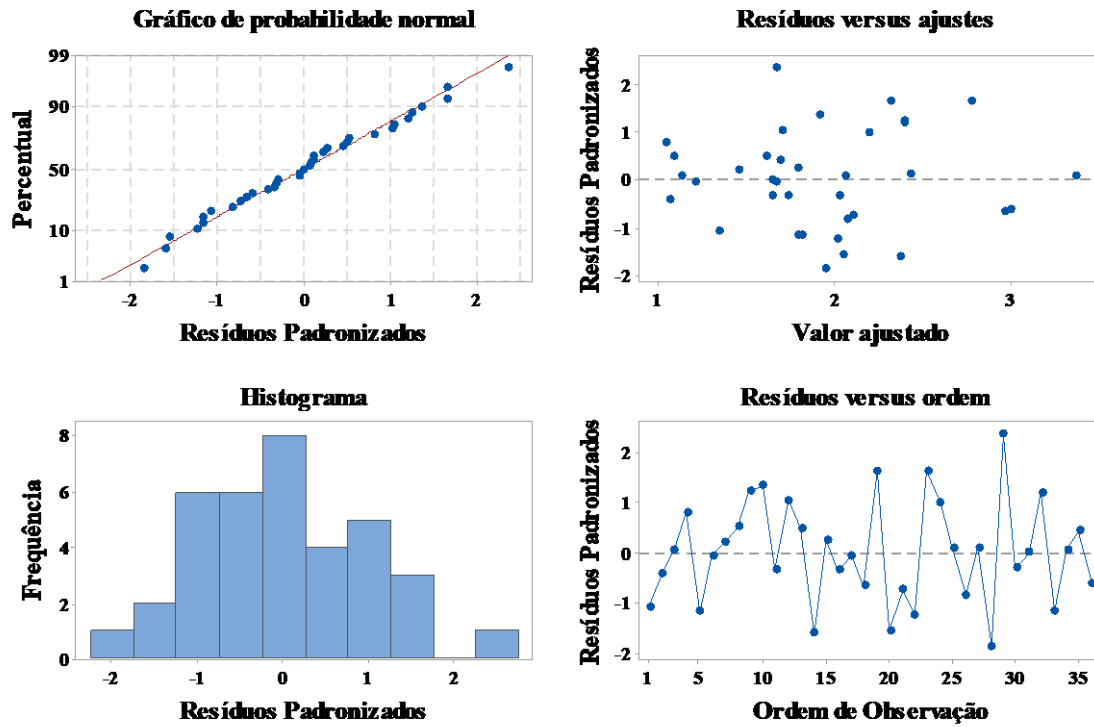


Figura B. 4: Gráficos de resíduos padronizados de  $R_z$ : a) gráfico de probabilidade normal, b) resíduos versus ajustes, c) histograma e d) resíduos versus ordem

**APÊNDICE C: RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA  
MECÂNICA E ANÁLISE ESTATÍSTICA CORRESPONDENTE**

Tabela C. 1: Número de ciclos de fadiga de todas as condições

<b>P [bar]</b>	<b>f [mm/ver]</b>	<b>CF1</b>	<b>CF2</b>	<b>CF 3</b>	<b>CF 4</b>	<b>Média</b>	<b>Desvio</b>
<b>Usinado</b>	0	12700	12300	17200	13200	13850	2263,47
<b>40</b>	0,04	38100	22000	21100	29600	27700	7912,43
<b>40</b>	0,08	28600	25400	28800	19300	25525	4432,73
<b>40</b>	0,12	14100	4200	19400	11400	12275	6326,33
<b>90</b>	0,04	27700	25900	21500	44200	29825	9930,88
<b>90</b>	0,08	34100	31500	25800	27200	29650	3831,88
<b>90</b>	0,12	24100	17600	13500	46900	25525	14903,32
<b>140</b>	0,04	92000	129700	147800	116600	121525	23474,72
<b>140</b>	0,08	110500	61300	102800	115000	97400	24588,20
<b>140</b>	0,12	45500	72700	63500	92300	68500	19477,16
<b>140 NC</b>	0,04	177400	221800	-	-	199600	31395,54
<b>Usinado NC</b>	0	19600	15700	17500	23000	18950	3135,28