

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

DIOGO AZEVEDO DE OLIVEIRA

**TRANSFORMAÇÃO DE FASE INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NO
PROCESSO DE ROLETEAMENTO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ABNT**

304

Belo Horizonte

2022

Diogo Azevedo de Oliveira

**TRANSFORMAÇÃO DE FASE INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NO
PROCESSO DE ROLETEAMENTO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ABNT
304**

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. Dr. Alexandre Mendes Abrão

Coorientador: Prof. Dr. Frederico de Castro Magalhães

Belo Horizonte

2022

O48t

Oliveira, Diogo Azevedo de.

Transformação de fase induzida por deformação plástica no processo de roleteamento do aço inoxidável austenítico ABNT 304 [recurso eletrônico] / Diogo Azevedo de Oliveira. - 2022.

1 recurso online (208 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Alexandre Mendes Abrão.

Coorientador: Frederico de Castro Magalhães.

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

Anexos: f. 180-208.

Inclui bibliografia.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Martensita - Teses. 3. Aço inoxidável austenítico - Teses. 4. Normas técnicas (Engenharia) - 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

" TRANSFORMAÇÃO DE FASE INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NO PROCESSO DE ROLETEAMENTO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ABNT 304"

DIOGO AZEVEDO DE OLIVEIRA

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), Dra. Geralda Cristina Durães de Godoy (Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais/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. José Domingos Ardisson (Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear/CDTN), 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 4 de novembro de 2022.



Documento assinado eletronicamente por **Alexandre Mendes Abrao, Coordenador(a) de curso de pós-graduação**, em 08/11/2022, às 18:02, 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 10/11/2022, às 10:49, 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 10/11/2022, às 20:20, 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 **Geralda Cristina Duraes de Godoy, Professora Magistério Superior - Voluntária**, em 23/11/2022, às 15:02, 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 **José Domingos Ardisson, Usuário Externo**, em



25/11/2022, às 13:42, 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 25/11/2022, às 18:07, 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 Paiva Brito, Usuário Externo**, em 28/11/2022, às 16:00, 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?](https://sei.ufmg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0)

[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 **1807188** e o código CRC **59B1ADFE**.

AGRADECIMENTOS

Ao Programa de Pós-graduação em Engenharia de Mecânica da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, pela oportunidade de realizar este trabalho.

Este estudo foi financiado em parte pela Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Finance Code 001.

Ao Sr. Walter Magenschab, diretor da FEMAT Representações Eireli (São Paulo, SP), pelo apoio técnico à realização dos ensaios de roleteamento.

Ao professor José Domingos Adisson e a Patricia Canazart Azzi pelos ensaios de difração de raios-X realizados no Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN/CNEN).

Aos técnicos André Ribeiro e Ítalo Bruno por disponibilizar o uso do laboratório de metalurgia da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais.

Ao professor Witor Wolf por disponibilizar o uso dos laboratórios de tribologia Nanotech e desgaste e fricção, do Departamento de Engenharia de Materiais e Metalurgia da UFMG.

Ao orientador, Prof. Alexandre Mendes Abrão, e ao coorientador, Prof. Frederico de Castro Magalhães.

Aos amigos do laboratório de usinagem e automação Anderson, Augusto, Vinícius, Poliana, Natália, Bárbara, Michele, Carlos e Bruna pelos bons momentos compartilhados.

RESUMO

Os objetivos deste trabalho são projetar e construir um cabeçote para a realização da operação de roleteamento de superfícies planas, além de realizar testes a fim de investigar a influência dos parâmetros de roleteamento (velocidade, número de passes e pressão) sobre a força de roleteamento, a transformação de fase induzida por deformação plástica e as características superficiais no aço inoxidável austenítico ABNT 304. O dispositivo projetado e construído permite a realização do roleteamento de superfícies planas de forma confiável e com repetibilidade satisfatória. A força de roleteamento reduziu em aproximadamente 15% sob elevada velocidade, já o aumento do número de passes além de reduzir em até 17%, tende a estabilizar a força de roleteamento, enquanto o aumento da pressão elevou as forças de roleteamento em uma intensidade máxima de 42%. A análise de difração de raios-X indicou a formação de martensita- α' com influência significativa de todos os parâmetros investigados. O número de passes de roleteamento apresentou a maior contribuição estatística, seguido da pressão e da velocidade. A análise estatística mostrou que o aumento da velocidade de roleteamento reduziu a fração de martensita- α' formada em aproximadamente 20%, possivelmente devido ao efeito do calor adiabático gerado pela deformação plástica. O aumento do número de passes de roleteamento elevou a fração de martensita- α' em 25%. Além de promover uma deformação plástica adicional, a elevação deste parâmetro induz a formação de uma camada refinada de grãos e também à formação de bandas de deformação, que são sítios preferenciais para a nucleação de α' . O aumento da pressão elevou a fração de martensita- α' em aproximadamente 25%. A topografia das superfícies roleteadas foi avaliada em termos da rugosidade aritmética média (R_a), direção da textura superficial, densidade espectral de potência área (APSD), análise fractal sensível à escala e transformada de ondeletas contínuas (CWT). Em geral, condições menos severas de deformação produziram superfícies com características anisotrópicas (isotropia mínima de 5%) e frequência espacial de picos bem definida. O aumento da severidade da deformação produziu superfícies com características direcionais difusa e isotrópica (isotropia máxima de 80%). A transição de uma superfície anisotrópica para uma superfície isotrópica pode ocorrer sem alterações na rugosidade aritmética média. A superfície isotrópica diminui a concentração de tensões, reduz as tensões de tração, conseqüentemente, retarda a nucleação das trincas e aumenta a vida sob fadiga.

Palavras chaves: roleteamento, martensita induzida por deformação plástica, isotropia superficial, aço inoxidável austenítico ABNT 304.

ABSTRACT

The goals of this work are to design and build a device to perform the burnishing of flat surfaces, additionally to perform tests to investigate the influence of the burnishing parameters (speed, number of passes and pressure) on the burnishing force, phase transformation induced by plastic deformation and the surface characteristics of AISI 304 austenitic stainless steel. The device allows burnishing of flat surfaces with reliability and satisfactory repeatability. All burnishing parameters presented significant influence on the burnishing force. The burnishing force reduced by approximately 15% at high speeds, however, the increase in the number of passes, in addition to reducing it by approximately 17%, tends to stabilize the burnishing force, whereas increasing the pressure elevates the burnishing force by a maximum intensity of 42%. X-ray diffraction analysis indicated the formation of α' -martensite with significant influence of all parameters. The number of burnishing passes showed the highest statistical contribution, followed by pressure and speed. Statistical analysis showed that the increase in burnishing speed reduced the fraction of α' -martensite formed by approximately 20%, possibly due to the adiabatic heat effect generated by plastic deformation. Increasing the number of rolling passes raises the α' -martensite fraction by approximately 25%. Besides promoting additional plastic deformation, raising this parameter induces the formation of a refined grain layer and also the formation of deformation bands, which are preferential sites for α' -martensite nucleation. Increasing the pressure increased the α' -martensite fraction by approximately 25%. The surface topography was evaluated after burnishing in terms of the mean arithmetic roughness (Ra), surface texture direction, areal power spectral density (APSD), scale-sensitive fractal analysis, and continuous wavelet transform (CWT). In general, less severe plastic deformation conditions produce surfaces with anisotropic characteristics (minimum isotropy of 5%) with a well-defined spatial frequency of peaks. Increasing severity of surface deformation produced surfaces with isotropic characteristics (maximum isotropy of 80%), greater spatial dispersion of peak frequency, and greater fractal complexity. The transition from an anisotropic to an isotropic surface can occur without changes in the mean arithmetic roughness. Continuous wavelet transform (CWT) analysis of the surface indicated a dynamic variation of the plastic deformation. The isotropic surface decreases stress concentration, reduces tensile stresses, consequently delays crack nucleation and increases fatigue life.

Keywords: burnishing, strain-induced martensite, surface isotropy, AISI 304 austenitic stainless steel.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1 - Diagrama de fases do ferro: (a) campo austenítico- γ aberto, (b) campo austenítico- γ expandido, (c) campo austenítico- γ fechado e (d) campo austenítico- γ contraído.	24
FIGURA 3.2 - Efeito da adição do cromo em ligas: (a) ferro-cromo e (b) ferro-carbono.	25
FIGURA 3.3 – Efeito do carbono no diagrama de fase da liga 18Cr-8Ni.	26
FIGURA 3.4 – Carbonetos de cromo precipitados nos contornos dos grãos do aço inoxidável 304.	27
FIGURA 3.5 – Processo de jateamento de granalha.	28
FIGURA 3.6 – Roleteamento conforme geometria da ferramenta e princípio de trabalho: (a) esfera com pressão hidrostática, (b) rolamento e mola, (c) cilindro apoiado em rolamento e mola, (d) dois rolamentos e mola, (e) três esferas e molas e (f) esfera e parafuso.	29
FIGURA 3.7 – Roleteamento com três esferas e aplicação de pressão hidrostática realizado no torno CNC.	30
FIGURA 3.8 – Roleteamento realizado em fresadora CNC com 5 eixos.	31
FIGURA 3.9 – Influência do roleteamento sobre resistência à fadiga.	35
FIGURA 3.10 – Influência da velocidade de roleteamento sob a tensão residual nas direções (a) axial e (b) radial.	36
FIGURA 3.11 - Influência da pressão de roleteamento sobre (a) a dureza e (b) qualidade superficial.	38
FIGURA 3.12 – Influência da velocidade de roleteamento sobre a (a) microdureza e (b) rugosidade média para vários números de passes.	39
FIGURA 3.13 – Processo de laminação.	41
FIGURA 3.14 – Processo de deformação contínua de um cristal partindo de um estado não deformado (dimensões iniciais hipotética de 10 x 10 x 10 μm).	42
FIGURA 3.15 – Formação de subestruturas: (a) células e (b) subgrãos.	43
FIGURA 3.16 – Análise por EBSD do IN100: (a) figura de polo inverso e (b) contaste de bandas.	44
FIGURA 3.17 – Mecanismo de deslizamento: (a) condição inicial, (b) deslizamento até o ponto crítico e (c) continuação do deslizamento até a posição de equilíbrio.	45
FIGURA 3.18 – Exemplo de uma deslocação em aresta em (a) um cristal e em (b) um modelo atômico.	46

FIGURA 3.19 – Exemplo de (a) uma deslocação em hélice em um cristal e seu um modelo atômico e (b) demonstração de seu circuito.	47
FIGURA 3.20 – Mecanismos de deformação de (a) um corpo que resulta em (b) deslizamento ou (c) maclação.....	48
FIGURA 3.21 – Modelo esférico e célula unitária CFC: (a) em perspectiva, (b) perspectiva e plano (100) e (c) perspectiva e plano (11 $\bar{1}$).	49
FIGURA 3.22 – Sequência de empilhamento da estrutura CFC.....	50
FIGURA 3.23 – Vistas (a) da projeção espacial e (b) do plano (111) da célula unitária CFC.	51
FIGURA 3.24 – Deslocação parcial.	53
FIGURA 3.25 – Seção na rede cristalina CFC no plano (1 $\bar{1}$ 0): (a) matriz e (b) região com maclas após a deformação.	55
FIGURA 3.26 – Maclas de deformação no aço inoxidável 304.....	56
FIGURA 3.27 – Formação de martensita induzida por deformação plástica do aço inoxidável 304.	58
FIGURA 3.28 – Formação de embriões de martensita- α' a partir da martensita- ϵ	60
FIGURA 3.29 – Morfologia das fases α' e ϵ : (a) desenho esquemático e (b) mapa de fases.	62
FIGURA 3.30 – Mecanismo de formação martensítica proposto por Bain.	63
FIGURA 3.31 – Mecanismo de formação martensítica proposto por Kurdjumov e Sachs.	63
FIGURA 3.32 – Processo de roleteamento: (a) modelo simplificado e (b) relação entre a força e profundidade de roleteamento para diferentes raios de esferas.	65
FIGURA 4.1 - Fluxograma do experimento.....	70
FIGURA 4.2 – Amostras do tipo I	72
FIGURA 4.3 - Amostras do tipo II.....	72
FIGURA 4.4 – (a) Roleteamento de superfície cilíndrica com a ferramenta Ecoroll modelo HG6-20 e (b) projeto do cabeçote de roleteamento.....	74
FIGURA 4.5 – Projeto do conjunto de roleteamento montado (a) no dinamômetro e (b) na base do torno.....	75
FIGURA 4.6 – Conjunto de roleteamento para superfícies planas: (a) projeto e (B) conjunto finalizado.	76

FIGURA 4.7 – Projeto de conjunto de roleteamento para superfícies planas: (a) detalhamento interno e (b) principais componentes e funcionamento.....	77
FIGURA 4.8 – Trajetória da ferramenta de roleteamento.....	79
FIGURA 4.9 - Configuração do roleteamento das amostras do tipo II.....	81
FIGURA 4.10 - Roleteamento das amostras Tipo I.....	82
FIGURA 4.11 – Imagem da superfície e EDS da esfera.....	82
FIGURA 4.12 - Dispositivo auxiliar para fixação das amostras Tipo II.....	83
FIGURA 4.13 - Configuração experimental dos testes com as amostras do tipo II.....	84
FIGURA 4.14 – Medição da variação da tensão de roleteamento no eixo Z.....	84
FIGURA 4.15 - Processo de roleteamento plano das amostras do tipo I no (a) primeiro e (b) no terceiro passe de roleteamento.....	85
FIGURA 4.16 – Simulação numérica: (a) condições de contorno e (b) trajetória de simulação.....	87
FIGURA 4.17 – Ensaio de compressão: (a) corpo de prova e (b) taxa de deformação.	88
FIGURA 4.18 – Gráfico de GIXRD.....	90
FIGURA 4.19 – Análise de EBSD.....	91
FIGURA 4.20 – Análise de isotropia no processo de roleteamento: (a) percurso de roleteamento, (b) padrão micro geométrico, (c) rosa morfológica de uma superfície anisotrópica e (d) rosa morfológica de uma superfície isotrópico.....	95
FIGURA 4.21 – Transformada em ondeletas contínuas (CWT).....	97
FIGURA 4.22 – Superfícies utilizadas na simulação numérica da iniciação da trinca por fadiga: (a) superfície anisotrópica, (b) superfície isotrópica.	98
FIGURA 4.23 – Condições iniciais para simulação numérica para iniciação da trinca por fadiga.....	99
FIGURA 5.1 - Curvas de tensão das amostras roleteadas nas condições: (a) $V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$, (b) $V_r = 10^3$ mm/min e $n = 3$ e (c) $V_r = 10^4$ mm/min e $n = 5$	102
FIGURA 5.2 – Influência da velocidade de roleteamento sobre: (a) força de roleteamento e (b) onda de deformação.	104
FIGURA 5.3 – Influência do número de passes de roleteamento sobre: (a) força de roleteamento e (b) onda de deformação.	105

FIGURA 5.4 – Influência da pressão de roleteamento sobre: (a) força de roleteamento e (b) onda de deformação.....	106
FIGURA 5.5 – Influência da pressão de roleteamento sobre a superfície roleteada sob as pressões de 160, 240, 320 e 400 bar.....	107
FIGURA 5.6 – Ensaio de compressão: (a) influência do atrito, (b) verificação da reprodutibilidade do ensaio, (c) curvas de compressão em função da taxa de deformação e (d) influência da taxa de deformação.....	109
FIGURA 5.7 – Coeficiente de atrito em função do tempo com carga de 5N.....	110
FIGURA 5.8 – Análise da simulação numérica do processo de roleteamento sob baixa plasticidade ($P_r = 160$ bar; $n = 1$, $V_r = 10^2$ mm/min e $\mu = 0,2$).	111
FIGURA 5.9 – Simulação numérica: influência da direcionalidade das deformações (a) tridimensional, (b) direção de avanço (eixo X), (c) direção de roleteamento (eixo Y) e (d) direção de aplicação da força de roleteamento (eixo Z) com 160 bar.....	112
FIGURA 5.10 – Simulação numérica: influência do roleteamento sobre a deformação efetiva ao longo do percurso de roleteamento para a pressão de 160 bar ($V_r = 10^2$ mm/min, $n = 1$ e $\mu = 0,2$).	114
FIGURA 5.11 – Simulação numérica: influência do número de passes de roleteamento sobre a deformação efetiva ($P_r = 160$ bar, $V_r = 10^2$ mm/min, $n = 2$ e $\mu = 0,2$).	115
FIGURA 5.12 – Simulação numérica: influência da pressão de roleteamento sobre a deformação efetiva com a pressão de 400 bar ($V_r = 10^2$ mm/min, $n = 1$ e $\mu = 0,2$).	116
FIGURA 5.13 – Simulação numérica: influência do coeficiente de atrito sobre as deformações efetivas no processo de roleteamento ($P_r = 160$ bar, $V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$).	117
FIGURA 5.14 – Gráficos de XRD e GIXRD da amostra controle (sem roleteamento).	118
FIGURA 5.15 – Gráficos de XRD para amostras roleteado a 160 bar.	119
FIGURA 5.16 – Gráficos de XRD para amostras roleteado a 160 bar.	121
FIGURA 5.17 – Influência do processo de roleteamento sobre o perfil de microdureza.	122
FIGURA 5.18 – Análise de EBSD: (a) IPF e (b) mapa da banda de contraste com o grau de desorientação dos grãos da amostra de controle e (c) IQ da amostra roleteada.	123
FIGURA 5.19 – Influência da velocidade de roleteamento sobre a fração martensítica na subsuperfície.....	125
FIGURA 5.20 – Influência da velocidade de roleteamento sobre a microdureza subsuperficial.....	126

FIGURA 5.21 – Influência da velocidade de roleteamento sobre a fração martensítica na superfície.	128
FIGURA 5.22 – Influência da velocidade de roleteamento sobre a microdureza superficial.	130
FIGURA 5.23 – Análise de EBSD mostrando a influência da velocidade de roleteamento sobre a microestrutura: (a) IPF e (b) mapa da banda de contraste para $V_r = 10^3$ mm/min e (c) IPF e (d) mapa da banda de contraste para $V_r = 10^4$ mm/min.....	131
FIGURA 5.24 – Influência do número de passes de roleteamento sobre a fração martensítica na subsuperfície.	133
FIGURA 5.25 – Influência do número de passes de roleteamento sobre a microdureza subsuperficial.....	134
FIGURA 5.26 – Influência do número de passes de roleteamento sobre a fração martensítica na superfície.....	136
FIGURA 5.27 – Influência do número de passes de roleteamento sobre a microdureza superficial.	137
FIGURA 5.28 – Análise de EBSD mostrando a influência do número de passes de roleteamento sobre a microestrutura: (a) IPF e (b) mapa da banda de contraste para $n = 1$ e (c) IPF e (d) mapa da banda de contraste para $n = 5$	139
FIGURA 5.29 – Influência da pressão de roleteamento: sobre a fração martensítica na subsuperfície para (a) $V_r = 10^2$ mm/min, (b) $V_r = 10^3$ mm/min e (c) $V_r = 10^4$ mm/min e sobre a (d) microdureza subsuperficial.	141
FIGURA 5.30 – Influência da pressão de roleteamento sobre a fração martensítica na superfície.	143
FIGURA 5.31 – Influência da pressão de roleteamento sobre a microdureza superficial. ...	144
FIGURA 5.32 – Análise de EBSD mostrando a influência da pressão de roleteamento sobre a microestrutura: (a) IPF e (b) mapa da banda de contraste para $P_r = 160$ bar, (c) IPF e (d) mapa da banda de contraste para $P_r = 160$ bar e (e) IPF e (f) mapa da banda de contraste.....	146
FIGURA 5.33 – Gráfico de efeitos principais dos parâmetros de roleteamento sobre a formação de martensita- α' : (a) velocidade, (b) número de passes e (c) pressão de roleteamento.	149
FIGURA 5.34 – Gráfico de interação entre dois fatores: (a) pressão e velocidade e (b) pressão e número de passes de roleteamento.	150
FIGURA 5.35 – Análise por elementos finitos da deformação total equivalente para uma amostra roleteada com pressão de 160 bar, velocidade de 10^2 mm/min e um passe.	152

FIGURA 5.36 – Análise por elementos finitos: a coluna da esquerda apresenta a influência (a) da velocidade de roleteamento, (b) número de passes e (c) pressão sobre a deformação total equivalente e a coluna da direita a distribuição espacial de suas respectivas deformações.	154
FIGURA 5.37 – Espectros Mössbauer (CEMS) para as amostras roleteadas com (a) P = 320 bar, $V_r = 10^3$ mm/min e n = 1 e (b) P = 400 bar, $V_r = 10^4$ mm /min e n = 5, para uma profundidade inferior a 0,1 μ m.	155
FIGURA 5.38 – Distribuição da fração martensítica por meio dos dados de GIXRD, modelo empírico desenvolvido a partir dos dados de GIXRD e pelos dados obtidos pela espectroscopia Mössbauer,	156
FIGURA 5.39 – Efeito do número de passes de roleteamento sobre a rugosidade aritmética média (Ra).	159
FIGURA 5.40 – Textura superficial da amostra polida: a) superfície primária b) rosa morfológica e c) gráfico polar de periodicidade direcional.	160
FIGURA 5.41 – Resultado de isotropia superficial.	162
FIGURA 5.42 – Rosas morfológicas: resultados de direcionalidade de textura superficial.	164
FIGURA 5.43 – Efeito do número de passes e velocidade de roleteamento sobre a frequência especial: a) n = 1, b) n = 3 e c) n = 5.	166
FIGURA 5.44 – Análise fractal sensível a escala.	168
FIGURA 5.45 – Análise de transformada de ondeletas contínuas.	170
FIGURA 5.46 – Força de roleteamento para pressão de 80 bar.	172
FIGURA 5.47 – Medição da altura onda de deformação: (a) influência do número de passes e (b) influência da velocidade de roleteamento.	173
FIGURA 5.48 – Simulação numérica de testes de fadiga sob deformação axial: (a) tensões principais da superfície anisotrópica, (b) tensões principais da superfície isotrópica, (c) n° de ciclos para iniciação da trinca em uma superfície anisotrópica e (d) n° de ciclos para iniciação da trinca em uma superfície isotrópica.	175
FIGURA 5.49 – Superfície de ondulação da amostra polida (condição inicial para o roleteamento)	176
FIGURA 5.50 – Influência de (a) velocidade de roleteamento, (b) número de passes e (c) pressão sobre a ondulação média aritmética (W_a) (coluna da esquerda) e sobre a superfícies de ondulação (coluna da direita).	178

FIGURA A. 1 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.....	195
FIGURA A. 2 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.....	196
FIGURA A. 3 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 3$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.....	197
FIGURA A. 4 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 3$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.....	198
FIGURA A. 5 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 5$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.....	199
FIGURA A. 6 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 5$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.....	200
FIGURA A. 7 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 1$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.....	201
FIGURA A. 8 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 1$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.....	202
FIGURA A. 9 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 3$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.....	203
FIGURA A. 10 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 3$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.....	204
FIGURA A. 11 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 5$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.....	205
FIGURA A. 12 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 5$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.....	206
FIGURA A. 13 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 1$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.....	207
FIGURA A. 14 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 1$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.....	208
FIGURA A. 15 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 3$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.....	209
FIGURA A. 16 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 3$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.....	210
FIGURA A. 17 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 5$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.....	211
FIGURA A. 18 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 5$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.....	212

FIGURA C. 1 - Gráficos de resíduo de força no eixo Z em função da velocidade de roleteamento: (a) probabilidade normal e (b) valores ajustados.....	215
FIGURA C. 2 – Gráficos de resíduo de força no eixo Z em função do número de passes de roleteamento: (a) probabilidade normal e (b) valores ajustados.....	215
FIGURA C. 3 – Gráficos de resíduo de força no eixo Z em função da velocidade para 5 passes de roleteamento: (a) probabilidade normal e (b) valores ajustados.....	215
FIGURA D. 1 - Gráficos de XRD para amostras roleteado a 240 bar	216
FIGURA D. 2 - Gráficos de XRD para amostras roleteado a 320 bar.	217
FIGURA D. 3 - Gráficos de XRD para amostras roleteado a 400 bar	218
FIGURA D. 4 - Gráficos de GIXRD para amostras roleteado a 240 bar.....	219
FIGURA D. 5 - Gráficos de GIXRD para amostras roleteado a 320 bar.....	220
FIGURA D. 6 - Gráficos de GIXRD para amostras roleteado a 400 bar.....	221

LISTA DE TABELAS

TABELA 3.1: Composição química básica dos materiais.	53
TABELA 4.1: Composição química do aço inoxidável austenítico 304.....	71
TABELA 4.2: Planejamento fatorial dos testes	80
TABELA 4.3: Parâmetros utilizados na simulação numérica de fadiga	100
TABELA 5.1: Teste de Tukey para as diferenças entre as médias das forças de roleteamento	103
TABELA 5.2: Análise estatística do processo de roleteamento.....	147
TABELA 5.3: Parâmetros hiperfinos à temperatura ambiente para as amostras 1 e 2.	156
TABELA B. 1: Tensão elétrica e força de roleteamento no eixo Z para a pressão de 160 bar.	213
TABELA B. 2: Tensão elétrica e força de roleteamento no eixo Z para a pressão de 240 bar.	213
TABELA B. 3: Tensão elétrica e força de roleteamento no eixo Z para a pressão de 320 bar.	214
TABELA B. 4: Tensão elétrica e força de roleteamento no eixo Z para a pressão de 400 bar.	214

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	Instituto Americano do ferro e do Aço (<i>American Iron and Steel Institute</i>)
ADI	Ferro Fundido Nodular Austemperado (<i>Austempered Ductile Irons</i>)
AC	Estado Bruto de Fusão (<i>As-Cast</i>)
HBN	Dureza Brinell
CNC	Comando Numérico Computadorizado
DCR	Roletamento Profundo (<i>Deep Cold Rolling</i>)
DIN	Instituto Alemão de Normatização (<i>Deutsches Institut für Normung</i>)
EBSD	Difração de Elétrons retroespalhados (<i>Electron Backscatter Diffraction</i>)
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
LPB	Roletamento com Baixa Plasticidade (<i>Low Plasticity Burnishing</i>)
IFP	Figura de Polo Inverso (<i>Inverse Pole Figures</i>)
EF	Elementos Finitos
HV	Dureza Vickers
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais

NOMENCLATURA

D_{DP}	Distância entre deslocações parciais	
E	Módulo de Elasticidade	GPa
E_ε	Energia de deformação	
f_n	Avanço de usinagem	[mm/rev]
G	Módulo de Cisalhamento	[Pa]
H	Dureza	[N.mm ⁻²]
K	Coefficiente adimensional de desgaste	
K_f	Fator de concentração de tensão por fadiga	
n	Número de passes de roleteamento	
N_f	Número de ciclos	
Pr	Pressão de roleteamento	[bar]
q	Fator de sensibilidade ao entalhe	
Q	Volume desgastado por unidade de comprimento deslizado	[mm ³ /m]
Ra	Desvio aritmético médio do perfil de rugosidade	[μ m]
Rz	Altura máxima do perfil de rugosidade	[μ m]
S	Magnitude de cisalhamento	
V_r	Velocidade de roleteamento	[mm/min]
W	Força normal	[N]
α	Ferrita	
α'	Martensita Cúbica de Corpo Centrado	
ε	Martensita com estrutura Hexagonal Compacta	
ε_{EL}	Deformação elástica	
ε_{PL}	Deformação plástica	
ε_T	Deformação total	
γ	Austenita	
γ_{EFE}	Energia de Falha de Empilhamento	
μ	Coefficiente de atrito	
μ_G	Módulo de cisalhamento	
τ	Tensão de cisalhamento	
ρ	Raio do perfil do vale da rugosidade	
σ	Tensão normal	
σ_{FP}	Tensão limite de fadiga de um corpo de prova polido	
σ_{FR}	Tensão limite de fadiga de um corpo de prova rugoso	
σ'_f	Coefficiente de resistência à tração	

Sumário

1	INTRODUÇÃO	19
2	OBJETIVO	21
2.1	Objetivos específicos	21
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
3.1	Aços inoxidáveis austeníticos	22
3.2	Processo de roleteamento	28
3.3	O estado de deformação	40
3.4	Técnicas avançadas de caracterização topográfica para superfícies roleteadas	67
4	PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	70
4.1	Materiais	71
4.2	Configuração experimental dos testes de roleteamento	73
4.3	Ensaio de caracterização	82
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	101
5.1	Desempenho do dispositivo de roleteamento	101
5.2	Análise das forças de roleteamento e de onda de deformação	102
5.3	Dados de entrada para simulação numérica	107
5.4	Análise da simulação numérica	110
5.5	Análise de difração e raios-X, dureza instrumentada e EBSD	118
5.6	Influência dos parâmetros de roleteamento sobre a formação da martensita- α'	147
5.7	A complexa previsibilidade da distribuição das deformações e da transformação de fase induzida por deformação na superfície	151
5.8	Técnicas avançadas de caracterização topográfica de superfícies roleteadas	158
5.9	Correlação entre a formação de martensita- α' e topografia superficial	176
6	CONCLUSÃO	181
7	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	185
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	186
	APÊNDICE A	195
	APÊNDICE B	213
	APÊNDICE C	215
	APÊNDICE D	216
	APÊNDICE E	222

1 INTRODUÇÃO

A versatilidade do processo de roleteamento permite sua implementação nas máquinas CNC em etapas subsequentes às operações de usinagem e, além de reduzir consideravelmente os custos quando comparado, por exemplo, ao processo de jateamento de granalha (*shot peening*), o qual necessita de uma estrutura própria, pode eliminar etapas de usinagem de acabamento e até mesmo a retificação.

A excelente qualidade superficial obtida é uma importante característica que diferencia o roleteamento dos demais tratamentos superficiais mecânicos. Além das propriedades tribológicas, o roleteamento também melhora a resistência à corrosão e, principalmente, induz elevada intensidade e profundidade de tensões residuais de compressão, aumentando significativamente a resistência à fadiga e, conseqüentemente, a vida de componentes mecânicos.

No processo de roleteamento, uma ferramenta é utilizada para comprimir a superfície do material, deformando-a plasticamente. O resultado obtido depende do estado de deformação que, por sua vez, é influenciado pelos parâmetros do processo e pelo material. Muitos fenômenos estão associados à deformação dos aços inoxidáveis austeníticos e a ação independente ou associada entre os mecanismos de deformação (deslizamento e maclação) resultam em propriedades diferentes daquelas cujas deformações induzem a uma mudança estrutural, como a formação de martensita- α' ou ϵ . O roleteamento induz restrições à formação de martensita induzida por deformação plástica que é intrínseca ao processo, uma vez que a intensidade de deformação plástica é baixa e o contato na interface entre a esfera e a superfície induz forças de atrito que tendem a inibir o fluxo de material e, conseqüentemente, a deformação plástica, reduzindo a força motriz mecânica para a transformação de fase. Entretanto, a ocorrência da formação de martensita induzida por deformação plástica no roleteamento é frequentemente relatada. A importância em entender a influência dos principais parâmetros de roleteamento sobre a formação de martensita- α' advém de suas propriedades, que pode apresentar característica deletéria ou benéfica dependendo da aplicação do produto. Alguns efeitos deletérios da martensita- α' são a redução da resistência à corrosão, redução da ductilidade e contribuição para intensificar a fragilização por hidrogênio, pois a difusão na rede tetragonal de corpo centrado é maior que na rede cúbica de face centrada. Em contrapartida, a tensão de fluxo da martensita- α' é maior que a tensão de fluxo da austenita, conseqüentemente, a resistência do material é aumentada, sendo benéfica também à vida sob fadiga.

A avaliação da qualidade superficial é outro importante aspecto relacionado ao roleteamento. Teoricamente, o roleteamento transforma uma superfície rugosa determinística ou estocástica em uma superfície determinística suave. Compreender a superfície a ser avaliada e seu processo de fabricação é muito importante para definir os parâmetros de análise, que vão muito além dos parâmetros de amplitude de perfil (R_a , R_q , R_t , R_z , R_p , R_v , R_c , R_{sk} e R_{sku}), comumente empregados na análise de qualidade superficial. De maneira geral, estes parâmetros representam valores médios ou extremos entre os picos e vales de rugosidade dos comprimentos de amostragem ou do comprimento de avaliação de um perfil. Contudo, estes parâmetros negligenciam fenômenos transientes derivados dos processos de fabricação, como a severidade das deformações plásticas na superfície, desgastes de ferramentas ou da trajetória utilizada no processo de fabricação (como é o caso do roleteamento e operações de usinagem com ferramenta de geometria definida). Além disso, os parâmetros de amplitude frequentemente utilizados para avaliar a qualidade superficial não são adequados para identificar as características microgeométricas e macrogeométricas que são produzidas e afetadas pelos parâmetros de roleteamento, bem como essas características afetam a aplicabilidade do produto. Em se tratando de engenharia de superfície, estes aspectos são importantes para delimitar a funcionalidade da superfície, como a produção de superfícies com características hidrofóbicas ou com propriedades de molhabilidade, projetadas com o objetivo de reduzir o desgaste em condições de lubrificação de um determinado par tribológico.

2 OBJETIVO

O objetivo geral do trabalho é investigar a influência dos parâmetros do processo de roleteamento sobre a transformação de fase induzida por deformação plástica no aço inoxidável austenítico ABNT 304.

2.1 Objetivos específicos

Mais especificamente, pretende-se:

- projetar e construir um dispositivo para a realização do roleteamento em superfícies planas;
- analisar a influência da velocidade, número de passes e pressão de roleteamento sobre as forças de roleteamento e a onda de deformação;
- identificar, por meio de simulação numérica, o efeito dinâmico do processo de roleteamento em regiões deformações que são responsáveis pela transformação de fase induzida por deformação;
- analisar a influência da velocidade, número de passes e pressão de roleteamento sobre a transformação de fase induzida na subsuperfície e na superfície do material;
- analisar a influência da velocidade, número de passes e pressão de roleteamento sobre a microdureza na subsuperfície e na superfície do material roleteado;
- investigar a possível interação entre os parâmetros que induza a transformação de fase,
- estudar a formação de padrões microgeométricos e macrogeométricos superficiais gerados pelo processo de roleteamento e sua influência sobre a resposta à fadiga no material roleteado.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo apresenta os conceitos fundamentais relacionados ao material utilizado nos testes (aço inoxidável austenítico ABNT 304), discorre sobre os aspectos referentes ao processo de roleteamento e também apresenta a fundamentação teórica do estado deformado dos materiais, concentrando, principalmente, nos materiais com características similares ao aço inoxidável austenítico ABNT 304. Por fim, discute os aspectos tribológicos referentes ao processo de roleteamento.

3.1 Aços inoxidáveis austeníticos

São considerados aços inoxidáveis aqueles que possuem acima de 12% em massa de cromo em sua composição química. Estes aços possuem como característica principal uma elevada resistência à corrosão, que é atribuída à formação de uma fina e aderente camada de óxido na superfície que protege ou passiva os aços inoxidáveis em diversos ambientes corrosivos. Outras características destes materiais são: boa conformabilidade, tenacidade sob elevadas temperaturas ou em condição criogênica, oxidação e fluência em elevadas temperaturas (KRAUSS, 2006).

Além do cromo, são adicionados outros elementos de liga que dão características específicas aos vários tipos de aços inoxidáveis. Mas antes de abordar a influência dos elementos de liga, é necessário discorrer, de forma sucinta, sobre a influência destes elementos em um sistema de equilíbrio binário do ferro. Para tanto, será utilizada a abordagem descrita por Wever (apud BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2006), que caracterizou a influência dos elementos de liga em quatro classes de campos austeníticos (γ): aberto (classe 1), fechado (classe 3), expandido (classe 2) ou contraído (classe 4). Deste modo, observou-se que os elementos de liga podem influenciar o diagrama de equilíbrio do ferro de duas formas: na primeira, os elementos de liga, que recebem o nome de estabilizadores da austenita (γ) ou gamagênicos, promovem a expansão do campo austeníticos e ampliam o limite de composição para a sua formação, enquanto na segunda forma os elementos de liga, que recebem o nome de estabilizadores da ferrita (α) ou alfa-gênicos, contraem o campo austenítico, favorecendo assim a formação de ferrita em um limite de composição mais amplo. A Figura 3.1 apresenta a influência dos elementos de liga no diagrama de equilíbrio do ferro de acordo as classes definidas por Weber e suas definições seguem da seguinte forma:

- Classe 1 - Campo austeníticos- γ aberto (Figura 3.1a): O níquel e o manganês são os principais elementos de liga desta classe. Quando adicionados em alta concentração, são responsáveis pela eliminação completa da fase ferro- α até a temperatura ambiente. Deste modo, a curva da transformação da fase γ para a fase α é deslocada para abaixo da temperatura ambiente, facilitando a obtenção de austenita metaestável (região em que se tem um ponto de mínimo local de energia livre, $\Delta G = 0$, mas que não é o ponto de menor valor de energia livre, ou seja, fase intermediária (PORTER, 1992) à temperatura ambiente por meio de resfriamento rápido). Outros elementos como o cobalto, rutênio, ródio, paládio, ósmio, irídio e platina compõem esta classe.
- Classe 2 - Campo austenítico expandido (Figura 3.1b): os elementos mais importantes desta classe são o carbono e o nitrogênio. Estes elementos expandem o campo da fase austenítica, mas, diferentemente dos elementos da classe 1, esta expansão está limitada devido à formação de compostos e está implícita em todos os tratamentos térmicos dos aços, permitindo a formação de uma solução sólida homogênea contendo até 2 % em peso de carbono e 2,8 % em massa de nitrogênio. O cobre, zinco e o ouro são elementos que fazem parte desta classe.
- Classe 3 - Campo austenítico fechado (Figura 3.1c): esta classe é composta, principalmente, pelos elementos que são fortes formadores de carbonetos como o titânio, vanádio, molibdênio e cromo. Estes elementos dificultam a formação da austenita, restringindo-a a uma pequena área chamada de *loop- γ* (formato de meia lua no diagrama), favorecendo assim a formação do ferro- α (ferrita).
- Classe 4 - Campo austenítico contraído (Figura 3.1d): além de restringir a formação da austenita, contraindo ainda mais o *loop- γ* , esta classe se caracteriza pela formação de compostos. O boro e os formadores de carbonetos (tântalo, titânio e nióbio) são os elementos que compõem esta classe.

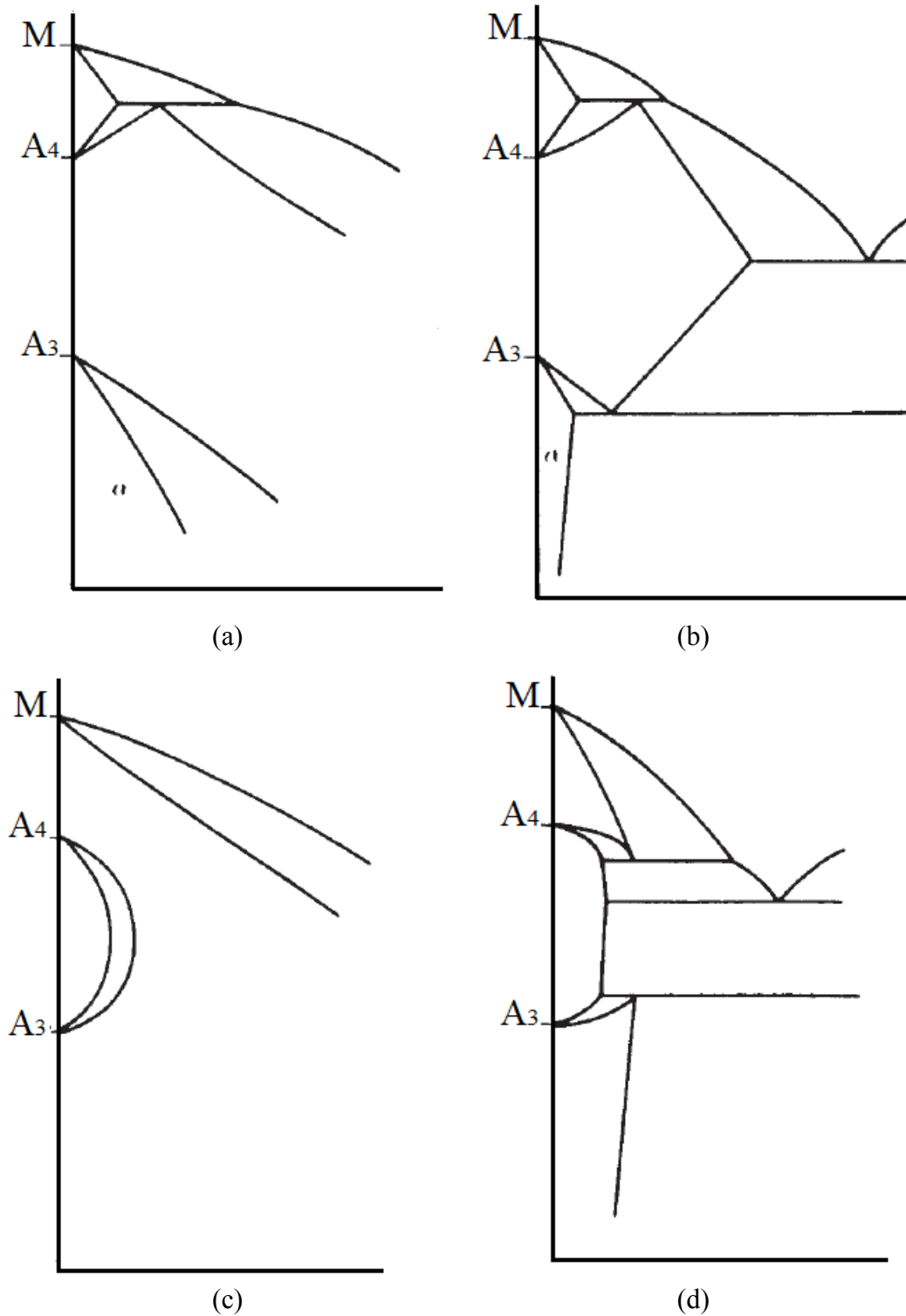
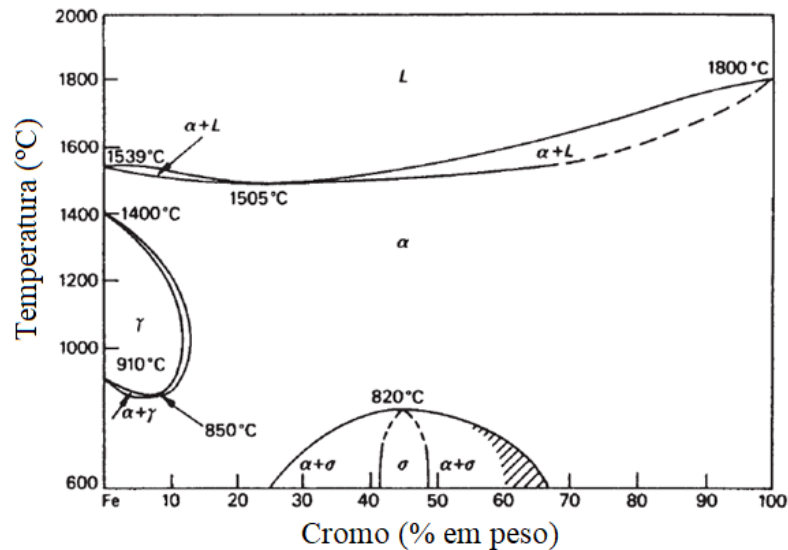


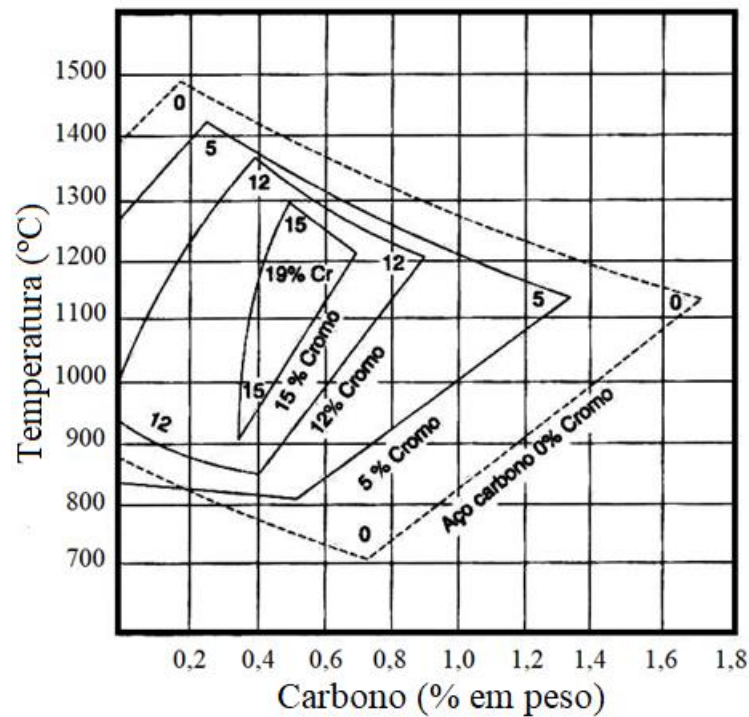
FIGURA 3.1 - Diagrama de fases do ferro: (a) campo austenítico- γ aberto, (b) campo austenítico- γ expandido, (c) campo austenítico- γ fechado e (d) campo austenítico- γ contraído.
 FONTE – BHADSHIA, H. K. D. H. & HONEYCOMBE (2006) - figura adaptada

Para a obtenção dos aços inoxidáveis austeníticos, é imprescindível a adição de elementos de liga que estendam o campo austenítico, pois como mencionado anteriormente, o cromo, como único elemento de adição, fecha o campo austenítico, favorecendo a formação de

ferrita. A Figura 3.2 demonstra claramente o efeito da adição de cromo sobre o campo austenítico. Observa-se que a adição de aproximadamente 13 % em massa de cromo em uma liga ferro-cromo (Figura 3.2a) ou 20% em uma liga ferro-carbono (Figura 3.2b) extingue completamente o campo austenítico.



(a)



(b)

FIGURA 3.2 - Efeito da adição do cromo em ligas: (a) ferro-cromo e (b) ferro-carbono.

FONTE –BHadeshia, H. K. D. H. & Honeycombe (2006) - figura adaptada

Para reter a austenita à temperatura ambiente, adiciona-se o níquel à composição do aço. A adição de níquel reduz significativamente a cinética de transformação da fase γ para α . A Figura 3.3 mostra a influência da adição de carbono em uma liga 18Cr-8Ni. Esta composição de cromo e níquel forma uma família particular de aços inoxidáveis austeníticos (incluindo o material utilizado na realização deste trabalho) pois representa o percentual mínimo de níquel e cromo requeridos para reter a austenita a temperatura ambiente. O diagrama mostra a presença da austenita em todas as faixas de temperaturas, além da formação de precipitados e uma pequena fração de ferrita. O manganês pode ser utilizado como substituto do níquel. Entretanto, ele não é um forte estabilizador da austenita, pois requer a adição do dobro de seu percentual em massa para equivaler ao mesmo percentual em massa de níquel (KRAUSS, 2006).

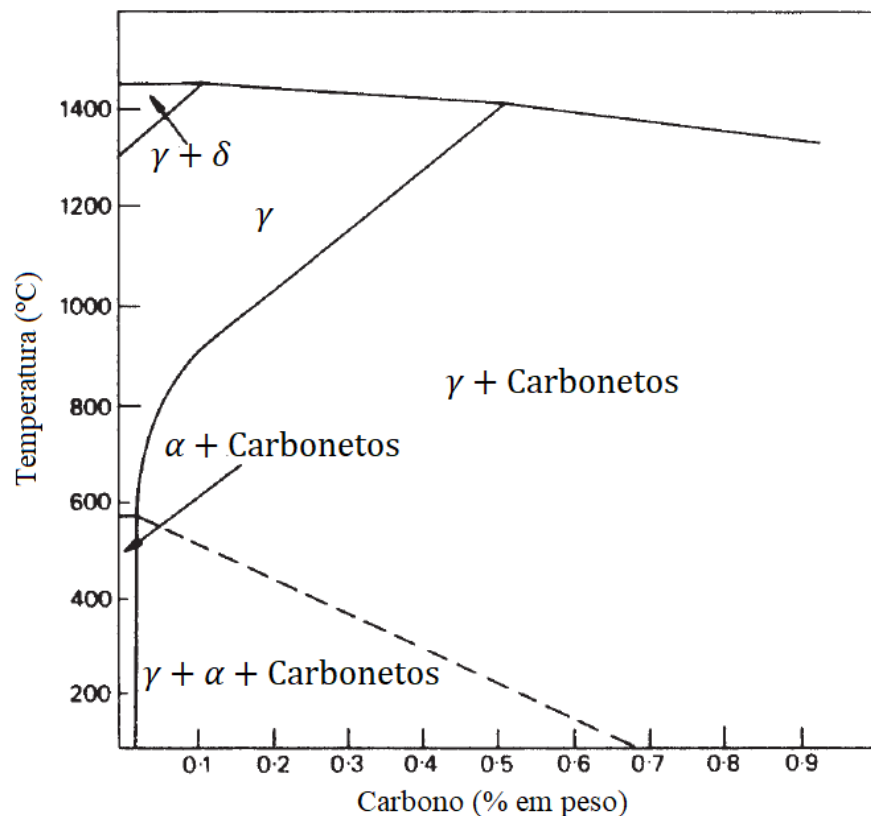


FIGURA 3.3 – Efeito do carbono no diagrama de fase da liga 18Cr-8Ni.
 FONTE –BHADESHIA, H. K. D. H. & HONEYCOMBE (2006) - figura adaptada

Os precipitados formados são do tipo $M_{23}C_6$. A letra “M” representa a composição de átomos de metais (ferro, molibdênio ou cromo) presentes no carboneto (KRAUSS, 2006). Para o aço inoxidável ABNT 304, os átomos de carbono e cromo estão em solução sólida a temperaturas acima de 950 °C, não havendo força motriz termodinâmica suficiente para a nucleação do carboneto de cromo, pois a solução é pouco supersaturada, resultando em um

decréscimo de energia livre muito baixo (ABBASCHIAN; ABBASCHIAN; REED-HILL, 2009). À medida em que ocorre o resfriamento lento a taxa de nucleação aumenta, atingindo mais rápida cinética de transformação a 900 °C e decaindo exponencialmente até atingir 500 °C. Abaixo desta temperatura a formação dos carbonetos cessa, pois a difusão dos átomos de cromo é muito lenta.

Os carbonetos de cromo se precipitam nos contornos de grãos (indicados pelas setas na Figura 3.4), o que conduz ao fenômeno da sensitização (FONTANA e GREENE, 1967). A sensitização é um fenômeno indesejável em que os carbonetos, preferencialmente precipitados nos contornos dos grãos, atuam como sítios catódicos em relação à matriz austenítica adjacente, reduzindo localmente o teor de cromo da austenita, deixando o material susceptível à corrosão intergranular localizada (JINGPIN et al., 2015). Adicionalmente, a diminuição localizada da composição de cromo aumenta a temperatura de início de formação de martensita, comprometendo a estrutura austenítica desejada.



FIGURA 3.4 – Carbonetos de cromo precipitados nos contornos dos grãos do aço inoxidável 304.
FONTE – KRAUSS (2006)

Os aços inoxidáveis austeníticos possuem a capacidade de aumentar sua resistência mecânica por meio da transformação de fase induzida por deformação plástica, uma característica interessante que amplia muito sua aplicabilidade nas indústrias. Este assunto será abordado com maior ênfase no tópico seguinte.

3.2 Processo de roleteamento

Esta seção apresenta os conceitos fundamentais do processo de roleteamento, descreve as principais propriedades obtidas pelo processo e a influência dos parâmetros de roleteamento sobre estas propriedades.

3.2.1 Conceitos fundamentais do processo de roleteamento

Os tratamentos térmicos, termoquímicos e mecânicos são as principais formas de aumentar a resistência mecânica de um metal. O tratamento superficial mecânico consiste em deformar plasticamente a superfície e subsuperfície do material, induzindo tensões residuais de compressão e, por ter uma fácil aplicação e menor custo, é um dos principais tratamentos utilizados para aumentar a vida de componentes submetidos ao carregamento cíclico (DELGADO et al., 2016). Outras propriedades como a qualidade superficial e a resistência à corrosão também podem ser melhoradas. O jateamento de granalha (*shot peening*) é um dos tratamentos mecânicos mais comuns devido seu baixo custo (MAAWAD et al., 2011). A norma DIN 8200 define o jateamento de granalha como um tratamento mecânico de superfícies em que granalhas com geometria específica e elevado grau de dureza são aceleradas contra a superfície a ser tratada. Contudo, o jateamento de granalha é deletério ao acabamento superficial, além de induzir menores intensidade e profundidade de tensão residual compressiva comparado a outros processos como o roleteamento (Maawad et al., 2011). A Figura 3.5 apresenta um desenho esquemático do processo de jateamento de granalha.

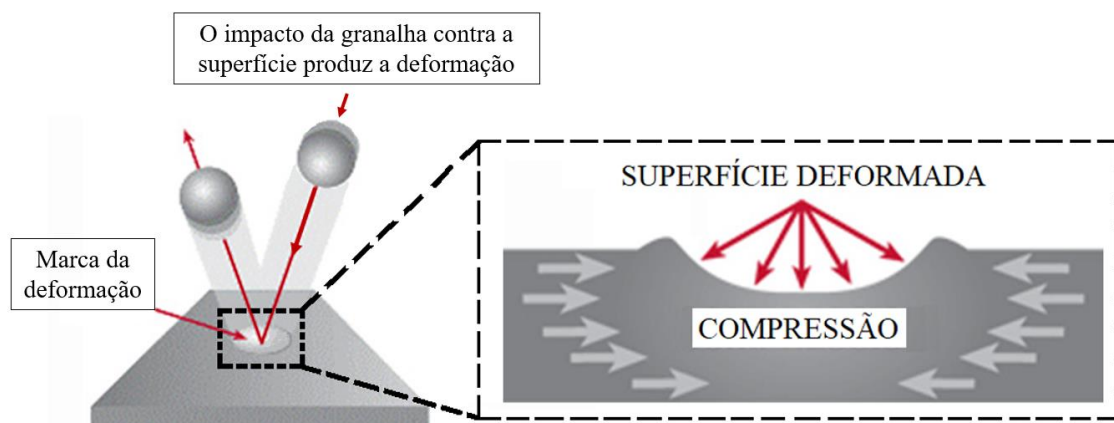
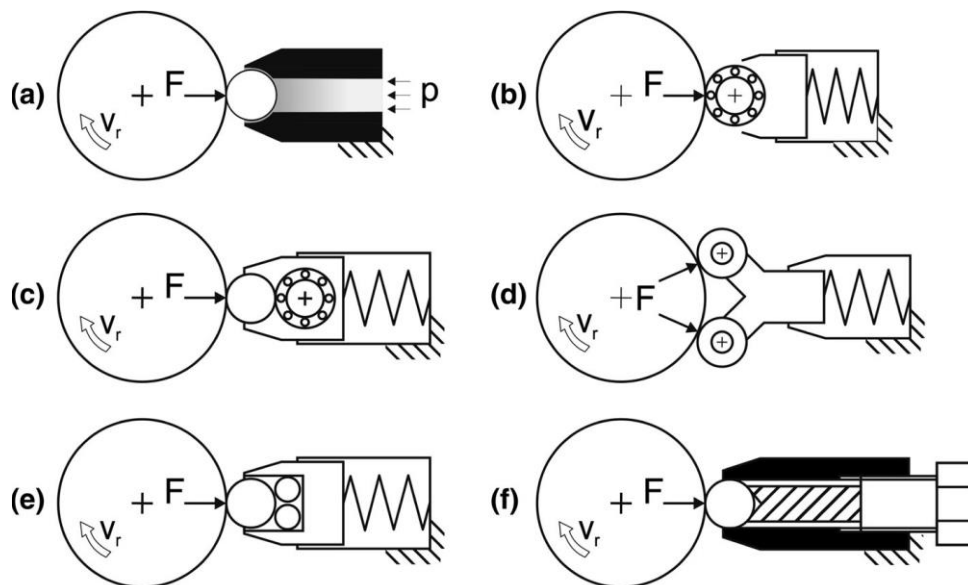


FIGURA 3.5 – Processo de jateamento de granalha.
 FONTE –MOHSENI *et al.*, 2014 – figura adaptada

De uma forma geral, o roleteamento é um processo em que uma ferramenta, com geometria específica e elevados módulo de elasticidade e dureza, comprime e deforma plasticamente uma superfície durante o movimento relativo entre elas (MAGALHÃES et al., 2017a). As principais diferenças entre os diferentes tipos de roleteamento são a geometria da ferramenta de roleteamento (esfera, cilindro, disco ou rolamento) e o princípio de trabalho do equipamento (aplicação do carregamento por meio de pressão hidrostática, molas, deslocamento por parafuso, etc.), como relatado por Abrão *et al.* (2014) e apresentados na Figura 3.6 (a-e).



Ab/73816 © IFW

FIGURA 3.6 – Roleteamento conforme geometria da ferramenta e princípio de trabalho: (a) esfera com pressão hidrostática, (b) rolamento e mola, (c) cilindro apoiado em rolamento e mola, (d) dois rolamentos e mola, (e) três esferas e molas e (f) esfera e parafuso.

FONTE – ABRÃO *et al.*, 2014

Diferentemente do jateamento de granalha, que necessita de uma máquina específica para realizar o tratamento mecânico superficial, as operações de roleteamento podem ser realizadas no torno ou na fresadora (máquinas convencionais ou CNC), o que reduz os custos relacionados aos equipamentos e operações. Quando a operação de roleteamento é realizada no torno, a peça é fixada na placa e gira enquanto a ferramenta de roleteamento é fixada no porta-ferramenta e se move na direção de avanço, como exemplificado na Figura 3.7. Este processo também pode ser chamado de roleteamento profundo, representado pela sigla DCR (*Deep Cold Rolling*). Sua principal finalidade é induzir tensões residuais de compressão. Quando o roleteamento é realizada em uma fresadora ou em um centro de usinagem, a ferramenta de roleteamento é fixada no cabeçote da máquina, tal qual uma fresa, e o movimento relativo entre a ferramenta e a peça ocorre pelo movimento dos eixos da máquina. O tipo de

dispositivo utilizado determina se haverá ou não o movimento de giro da ferramenta de roleteamento. Neste caso, não existem muitas restrições quanto à geometria ou ao movimento da ferramenta e da peça e o processo é denominado roleteamento com baixa plasticidade, cuja sigla é LPB (*Low Plasticity Burnishing*) e sua principal função é melhorar a qualidade superficial da peça (PRABHU; KULKARNI; SHARMA, 2010). A Figura 3.8 exemplifica o processo de roleteamento em uma máquina CNC com cinco eixos, com a ferramenta de roleteamento em diferentes posições relativas à peça, utilizada por De Lacalle *et al.* (2011) com a finalidade de melhorar a qualidade superficial de peças com geometrias complexas.

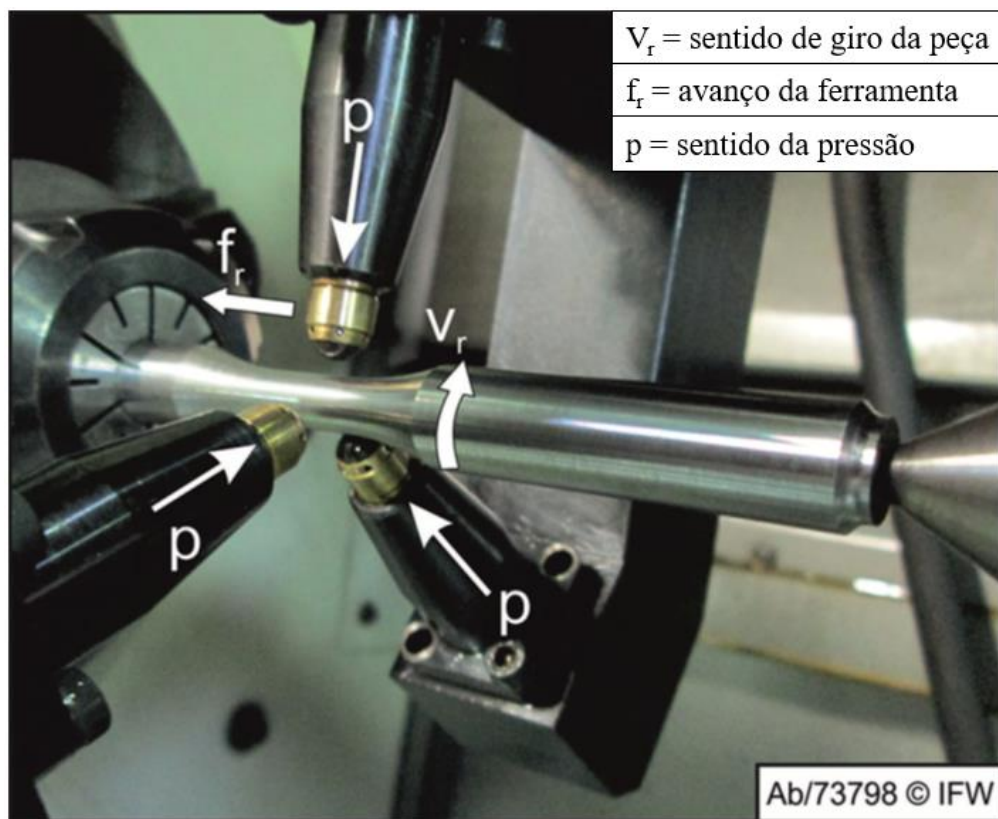


FIGURA 3.7 – Roleteamento com três esferas e aplicação de pressão hidrostática realizado no torno CNC.

FONTE – ABRÃO *et al.*, 2014

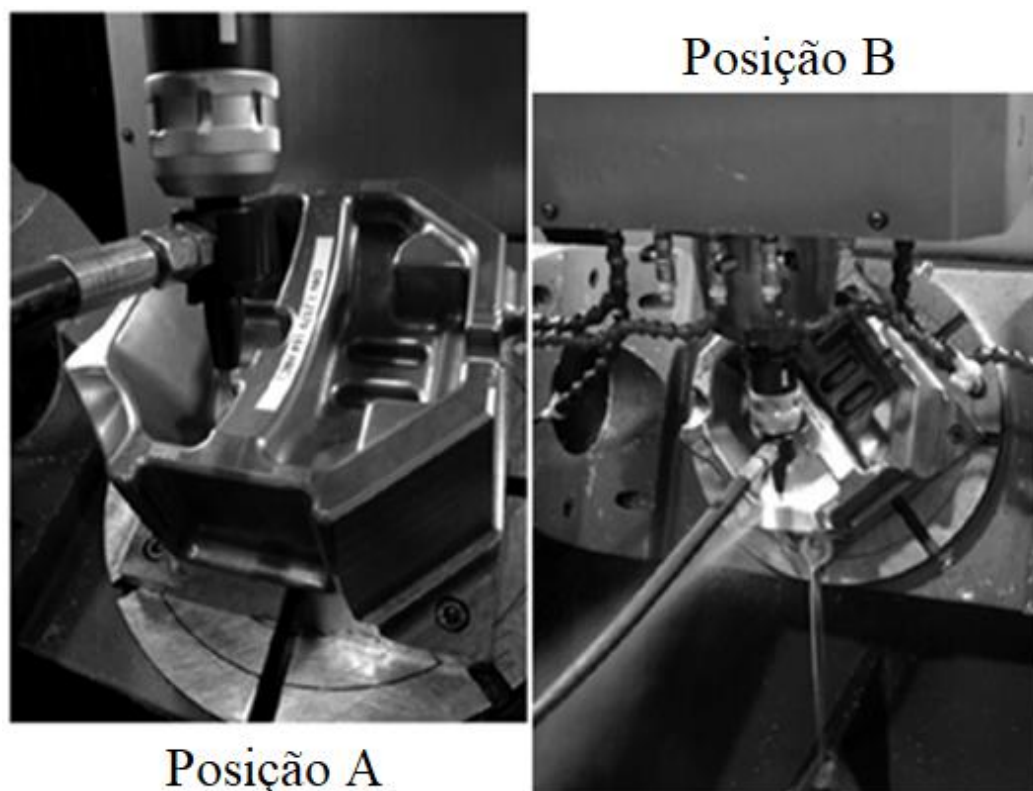


FIGURA 3.8 – Roleteamento realizado em fresadora CNC com 5 eixos.
FONTE – DE LACALLE *et al.*, 2011

3.2.2 Principais características e propriedades obtidas pelo processo de roleteamento

Como mencionado anteriormente, independentemente da ferramenta ou operação, o objetivo principal do roleteamento é induzir tensões residuais de compressão na superfície e subsuperfície, aumentando a vida sob fadiga de um componente.

Courtney (2000) define a fadiga como uma fratura de materiais sujeitos a tensões cíclicas sob as quais ocorre escoamento e/ou falha por tração em função do tempo. Para que ocorra a falha por fadiga, uma porção da tensão, variável com o tempo, deve ser de natureza trativa. O autor ainda ressalva que a fadiga pode ocorrer em componentes que não estejam carregados ciclicamente, como pontes, cuja fratura por fadiga é causada pela variação das tensões resultante da densidade de tráfego. O processo de fratura por fadiga ocorre em três estágios: a nucleação, crescimento e coalescimento das trincas. A nucleação das trincas, como na maioria dos processos de fratura dúctil, está relacionada ao fluxo plástico heterogêneo e que ocorre, geralmente, em nível microscópico, mesmo que as tensões aplicadas sejam somente de natureza elástica. A nucleação das trincas ocorre geralmente na superfície. É neste estágio que os tratamentos superficiais mecânicos, como o roleteamento, atuam com maior eficácia, principalmente no processo de fadiga de alto ciclo (quando o número de ciclos para que ocorra

a falha é elevado, geralmente maior de 10^4 ciclos). Na fadiga de alto ciclo, as tensões, em nível macroscópico, promovem somente deformações elásticas na estrutura e a variação da deformação total ($\Delta\varepsilon_T$), ao qual o componente está submetido, aproxima-se do valor da variação da deformação elástica ($\Delta\varepsilon_{EL}$). Enquanto que no processo de fadiga de baixo ciclo (geralmente menor que 10^4 ciclos), os materiais estão sujeitos às deformações plásticas, em níveis microscópico e macroscópico. A variação da deformação total ($\Delta\varepsilon_T$) aproxima-se do valor da variação da deformação plástica ($\Delta\varepsilon_{PL}$). A variação da deformação total é dada pela Equação 3.1:

$$\Delta\varepsilon_T = \Delta\varepsilon_{EL} + \Delta\varepsilon_{PL} \quad (3.1)$$

A Equação 3.2 correlaciona empiricamente a quantidade de ciclos (N_f) com a amplitude de deformação total ($\Delta\varepsilon$) para altos ciclos de fadiga ($\Delta\varepsilon \sim \Delta\varepsilon_L$):

$$\frac{1}{2}\Delta\varepsilon_{EL} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^{-b} \quad (3.2)$$

Onde: E é o módulo de elasticidade do material, os parâmetros σ'_f e o coeficiente b são determinados experimentalmente, sendo σ'_f relacionado a resistência à fratura do material.

Verifica-se então que, para um dado valor de $\Delta\varepsilon_{EL}$, o número de ciclos (N_f) aumenta com o aumento da resistência à tração do material (σ'_f). Portanto, o aumento da vida sob fadiga dos componentes submetidos ao processo de roleteamento decorre, principalmente, do encruamento, ou seja, do aumento da resistência mecânica promovido pela deformação da superfície/subsuperfície dos componentes, que retarda do estágio de nucleação das trincas.

Este é um aspecto importante pois boa parte da energia despendida no processo de fratura por fadiga é gasta na nucleação da trinca. Cobanoglu e Ozturk (2015) estudaram o efeito do processo de roleteamento sobre a dureza e a qualidade superficial de eixos usinados produzidos a partir do aço AISI 1040 e verificaram que o roleteamento promoveu um aumento da microdureza de 55,5% e uma redução de dez vezes do desvio aritmético médio (Ra), comparados ao estado inicial dos eixos (usinados). Prabhu *et al.* (2010) compararam os efeitos de alguns parâmetros de roleteamento entre dois processos, roleteamento profundo (DCR) e roleteamento com baixa plasticidade (LPB), sobre a dureza de barras usinadas produzidas em aço AISI 4140. Os autores verificaram que o processo DRC promoveu a maior aumento da dureza da superficial comparado ao processo LPB (442% contra 167%, respectivamente). Pode-

se verificar que o roleteamento, independentemente das especificidades da operação, promove um aumento substancial da dureza induzida pelo encruamento superficial e subsuperficial do material. Adicionalmente, tem-se a indução das tensões residuais de compressão, o que promove uma estabilidade cíclica, resultando em um aumento da resistência à nucleação das trincas na superfície do material e, conseqüentemente, no aumento da vida sob fadiga dos componentes (JUIJERM; ALTENBERGER; SCHOLTES, 2006)

A qualidade superficial de um componente é outro importante aspecto que influencia sua vida sob fadiga. Muitos autores atribuem à rugosidade o efeito de concentração de tensões, assim como ocorre em entalhes, que pode ser descrito pelo fator de concentração de tensões por fadiga (K_f). Este representa a razão entre a tensão limite de fadiga de um corpo de prova polido (σ_{FP}), ou seja, sem concentração de tensão, e a tensão limite de fadiga de um corpo de prova rugoso (σ_{FR}), de acordo com a Equação 3.3 (SURARATCHAI et al., 2008):

$$K_f = \frac{\sigma_{FP}}{\sigma_{FR}} \quad (3.3)$$

De acordo com Pilkey e Pilkey (2011), o parâmetro K_f pode ser correlacionado com o fator de concentração de tensão (K_t) de acordo com a Equação 3.4:

$$K_f = 1 + q(K_t - 1) \quad (3.4)$$

Onde q corresponde ao fator de sensibilidade do entalhe, que depende do material e da geometria e do carregamento e o parâmetro K_t , como proposto por AROLA e RAMULU (1999), o qual pode ser estimado em função do desvio aritmético médio (R_a), módulo da diferença entre o pico mais alto e o vale mais profundo (R_y) e altura máxima do perfil (R_z) calculado entre dez pontos de rugosidade, conforme a Equação 3.5:

$$K_t = 1 + n \left(\frac{R_a}{\rho} \right) \left(\frac{R_y}{R_z} \right) \quad (3.5)$$

Onde ρ corresponde ao raio do perfil do vale de rugosidade e n representa o estado de tensão ($n = 1$ para cisalhamento e $n = 2$ para tração).

As Equações 3.3, 3.4 e 3.5 indicam que o aumento da rugosidade eleva os fatores de concentração das tensões e de fadiga e, conseqüentemente, redução na vida sob fadiga do componente.

Rodríguez *et al.* (2012) conduziram um estudo experimental com o objetivo de avaliar a influência de alguns parâmetros de roleteamento sobre a qualidade superficial de eixos usinados em aço AISI 1045. Foi verificada uma redução de 90% no desvio aritmético médio comparado às amostras usinadas e a qualidade superficial pode ser considerada equivalente àquela obtida pelo processo de retificação. Resultados similares foram obtidos por Al-Qawabeha (2007), que comparou a qualidade superficial entre os processos de roleteamento e de retificação de amostras de aços com baixo, médio e alto teor carbono. O processo de roleteamento apresentou menores valores de rugosidade para todos os materiais e em todas as condições e obteve a maior redução do desvio aritmético médio (87,7%) para o aço com baixo teor de carbono.

O processo de roleteamento melhora a qualidade superficial (redução da rugosidade) pela deformação dos picos que preenchem os vales de rugosidade, consequentemente, menores tensões são desenvolvidas na superfície do componente quando submetido à fadiga, retardando o processo de nucleação das trincas na superfície, sendo este um outro importante papel desempenhado pelo roleteamento no aumento de vida sob fadiga dos componentes.

Quando a trinca é nucleada, inicia-se o segundo estágio da fratura, que é a sua propagação. As tensões residuais de compressão induzidas pelo processo de roleteamento possuem um papel fundamental na redução da velocidade de propagação das trincas. O aumento da tensão compressiva promove o aumento da força, de natureza também compressiva, resultante na ponta da trinca, que atua no sentido de fechá-la. Este fenômeno foi descrito por ELBER (1970), que conduziu um experimento demonstrando e quantificando a influência das tensões residuais de compressão no fechamento das trincas durante o segundo estágio em um ensaio de fadiga. Conforme apresentado por Kloos *et al.* (1987), as tensões residuais de compressão induzidas pelo roleteamento promovem a diminuição da tensão média (valor médio entre tensão de tração máxima e tensão mínima, que pode ser de tração ou compressão), atenuando o efeito negativo da tensão de tração durante o carregamento flexivo (uma vez que esta é responsável pela nucleação e propagação das trincas). Como efeito, pode ocorrer a redução da velocidade de propagação das trincas, o que resulta no aumento da vida sob fadiga, ou até mesmo na interrupção do seu crescimento.

A Figura 3.9 ilustra a influência do roleteamento sobre a resistência à fadiga de amostras produzidas em aço DIN 37CrS4 (KLOOS; FUCHSBAUER; ADELMANN, 1987). Quatro tipos de amostras foram produzidas com diferentes tratamentos térmicos, com a finalidade de obter diferentes valores de limite de resistência à tração (750, 1150, 1400 e 1650

MPa). Foram comparados os valores de limite de resistência à fadiga entre as amostras (com entalhes) com e sem roleteamento. Observa-se que todas as amostras submetidas ao processo de roleteamento tiveram seus valores de limite de resistência aumentados acima do dobro.

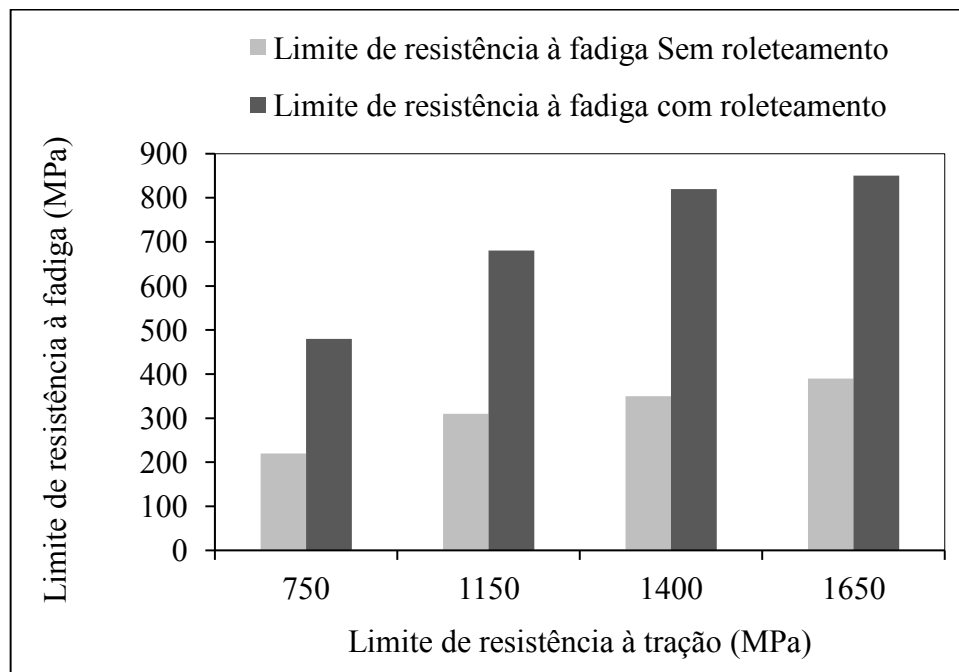


FIGURA 3.9 – Influência do roleteamento sobre resistência à fadiga.
 FONTE – Kloos *et al.* (1987) – Figura adaptada

3.2.3 Influência dos parâmetros de roleteamento sobre os materiais

Por se tratarem das variáveis de interesse deste trabalho, a velocidade, pressão (ou força normal) e número de passes são os parâmetros de roleteamento discutidos nesta seção.

3.2.3.1 Velocidade de roleteamento

A influência da velocidade nos processos de deformação plástica depende da sensibilidade do material à taxa de deformação e, por ser característico do material, pode ou não ser afetado pela velocidade. A sensibilidade à taxa de deformação é fortemente influenciada pela temperatura e, para a maioria dos metais, tem efeito quase insignificante durante a deformação a frio, isto é, apresenta baixas variações entre os valores das tensões de fluxo quando se compara o mesmo material deformado sob diferentes taxas de deformação (BHADURI, 2018). É esperado que esse efeito se estenda ao processo de roleteamento, pois é mais comumente realizado a frio. Chomienne *et al.* (2016) estudaram a influência da velocidade de roleteamento, variada em 10, 50 e 100 m/min, sobre as tensões residuais induzidas no aço

inoxidável 15-5PH. Não foi verificada variação significativa entre os valores das tensões residuais nas direções axial (Figura 3.10a) e radial (Figura 3.10b). Experimentos realizados por Rodríguez *et al.* (2012) também não detectaram uma variação relevante da microdureza e nem da qualidade superficial das amostras de aço AISI 1045 quando a velocidade de roleteamento variou entre 75, 100 125 e 150 m/min.

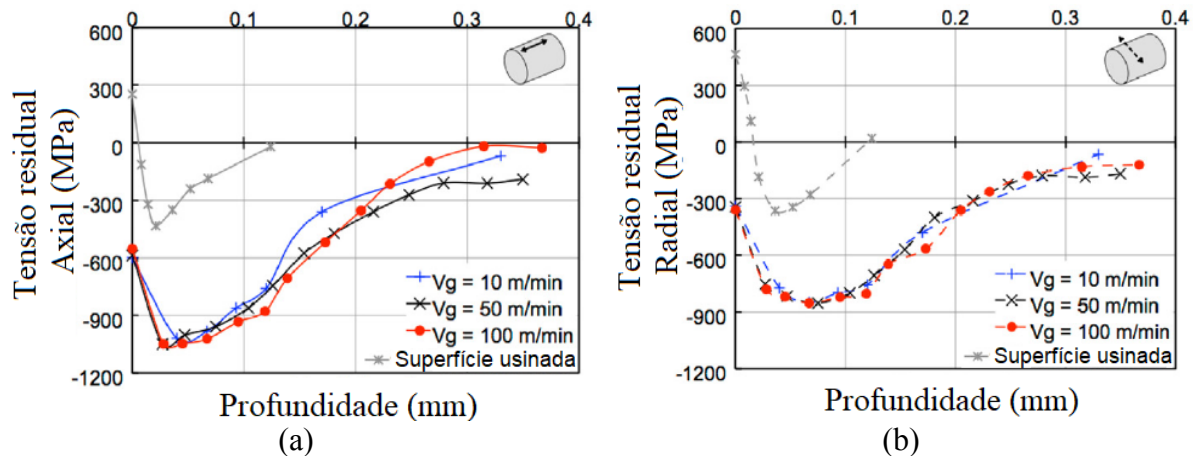


FIGURA 3.10 – Influência da velocidade de roleteamento sob a tensão residual nas direções (a) axial e (b) radial.

FONTE – Chomienne *et al.* (2016) – Figura adaptada

Em contrapartida, Uddin *et al.* (2018) identificaram, numericamente, uma redução da intensidade e profundidade das tensões residuais compressivas no maior nível de velocidade simulada (500, 300 e 150 mm/min) ao longo da direção de roleteamento, além de um aumento dos valores de R_a e R_t com a elevação da velocidade de roleteamento sob baixa plasticidade de uma liga de magnésio biodegradável AZ31B.

El-Khabeery e El-Axir (2001) observaram um aumento do desvio aritmético médio (R_a) após o roleteamento da liga de alumínio 6061 com velocidades superiores a 100 mm/min. Foi também observado uma interação entre velocidade de roleteamento e número de passes. O acréscimo do número de passes associado ao aumento da velocidade resultou em pior qualidade superficial, com valor de R_a aumentando acerca de três vezes.

Alguns materiais, como o aço inoxidável austenítico ABNT 304, possuem uma sensibilidade à taxa de deformação maior, mesmo quando deformados a frio. Conseqüentemente, a tensão de fluxo é fortemente influenciada pela taxa de deformação, como demonstrado por Peng *et al.* (2015). Este assunto será abordado com maior ênfase na seção 3.3.

3.2.3.2 Pressão ou força normal de roleteamento

A força de roleteamento (F_w) correlaciona-se com a pressão de roleteamento (P_w) de acordo com a Equação 3.6:

$$F_r = P_r \times \left(\frac{d_b}{2}\right)^2 \times \pi \times \eta \quad (3.6)$$

Onde d_b é o diâmetro da esfera e η corresponde ao coeficiente de eficiência (DENKENA et al., 2020). Observa-se que a força de roleteamento é diretamente proporcional à pressão, deste modo, o efeito dos dois parâmetros é similar. A Figura 3.11(a) ilustra a influência da pressão de roleteamento sobre a dureza do aço AISI 1045. Os testes foram realizados em diferentes avanços de usinagem (f_n) e as amostras roleteadas foram comparadas com as amostras usinadas (RODRÍGUEZ et al., 2012). O aumento da pressão de roleteamento promoveu o aumento da dureza do material, atingindo os valores máximos à 25 MPa (variação de aproximadamente 110 HBN comparadas às amostras usinadas). O aumento da dureza decorreu do encruamento do material.

O aumento do encruamento do material, como uma consequência do aumento da pressão de roleteamento, conduz a outra importante característica: a elevação da intensidade da tensão residual de compressão. Abrão *et al.* (2014a) investigaram o efeito da pressão sobre a tensão residual no roleteamento do aço AISI 1060. Medições realizadas após a operação de torneamento indicaram uma tensão residual de tração de 50 MPa. Esta tensão foi convertida para compressão, com intensidade de aproximadamente -1100 MPa, após o primeiro passe de roleteamento a uma pressão de 200 bar, e atingiu a intensidade máxima de -1730 MPa após o roleteamento sob pressão de 300 bar. Contudo, se o aumento da pressão ou força normal exceder o limite de resistência do material, trincas serão geradas e conduzirão o material a uma fratura prematura (HASSAN; ABD AL-WAHHAB, 1998).

O aumento da pressão pode resultar em um aumento do desvio aritmético médio (R_a), como observada na Figura 3.11(b), (RODRÍGUEZ et al., 2012). Embora a qualidade superficial tenha piorado com o aumento da pressão de roleteamento, a rugosidade é sempre menor quando comparada ao processo de usinagem. O efeito deste parâmetro é fortemente influenciado pelo material. Al-Qawabeha (2007) observou que a elevação da força normal de roleteamento não produziu um efeito acentuado sobre a qualidade superficial do aço com baixo teor de carbono, mas em aços com médio e alto teor de carbono o aumento da força reduziu de forma significativa o desvio aritmético médio.

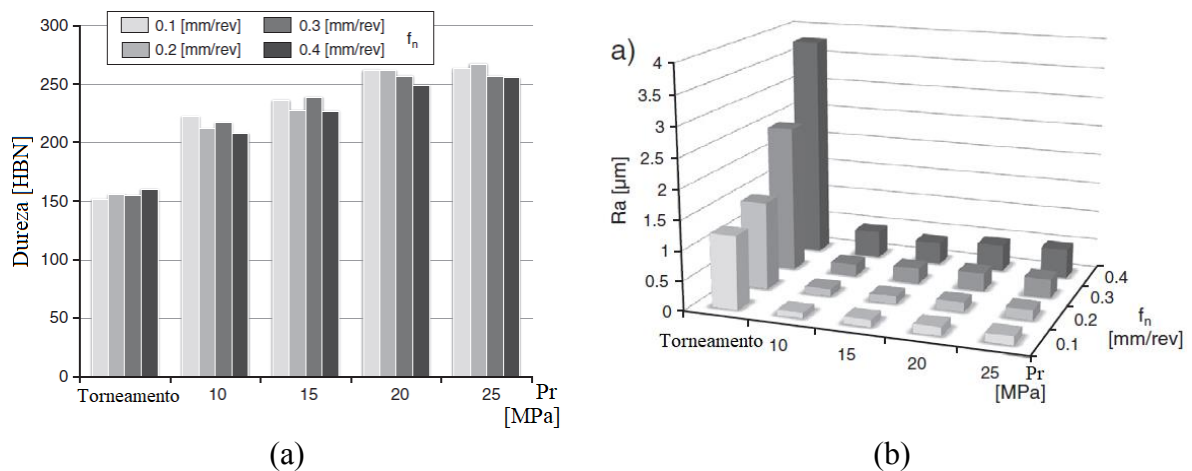


FIGURA 3.11 - Influência da pressão de roleteamento sobre (a) a dureza e (b) qualidade superficial.
 FONTE – Rodríguez et al. (2012) – Figura adaptada

3.2.3.3 Número de passes

De uma forma geral, o aumento do número de passes promove um aumento da dureza e da tensão residual compressiva e uma diminuição da rugosidade (DELGADO *et al.*, 2016). As Figuras 3.12(a) e 3.12(b) apresentam a influência da velocidade e do número de passes de roleteamento sobre a microdureza e desvio aritmético médio, respectivamente, após o roleteamento do aço-37 (0,20% C; 0,30% Si; 0,80% Mg; 0,05% P; 0,05% S). Observa-se, majoritariamente, que para uma mesma velocidade de roleteamento, o aumento do número de passes resultou em um aumento da microdureza e na redução do desvio aritmético médio (EL-AXIR, 2000). O aumento da microdureza é atribuído à elevação do encruamento sucessivo do material (MORIMOTO, 1988). Contudo, há uma tendência à estabilização destes valores para um limite máximo de deformação devido à capacidade de deformação máxima do material. Assim como ocorre com a pressão ou força normal, uma deformação excessiva pode conduzir a uma deterioração superficial e subsuperficial do componente, com o surgimento de trincas até a fratura (HASSAN, 1997). Quanto à qualidade superficial, o aumento do número de passes também reduziu os valores de Ra. De acordo com Hassan e Al-Wahhab (1998), esta melhora da qualidade ocorre porque passes de roleteamento subsequentes deformam os picos deixados pelos passes anteriores e, deste modo, os picos de rugosidade preenchem os vales, tornando a superfície mais homogênea.

Hamadache *et al.* (2006) compararam o efeito de ferramentas esférica e cilíndrica no roleteamento do aço estrutural Rb 40. Foi observado o aumento tanto da dureza (HRB) quanto do desvio aritmético médio (Ra) com o acréscimo do número de passes. O roleteamento com esfera produziu a melhor qualidade superficial e maior dureza, mas também apresentou a

maior variação entre os valores de Ra e HRB, com aumento de aproximadamente 30 e 4 %, respectivamente, quando o número de passes aumentou de um para três.

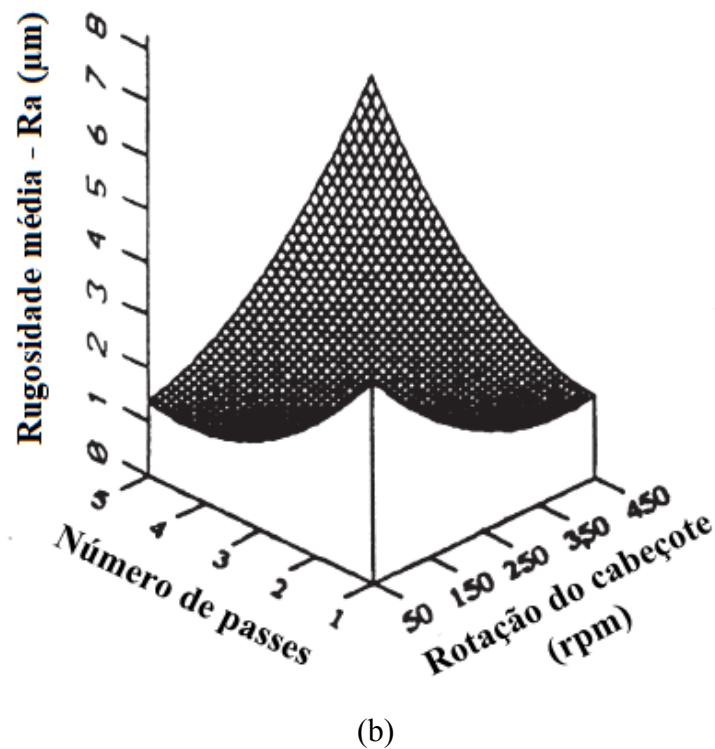
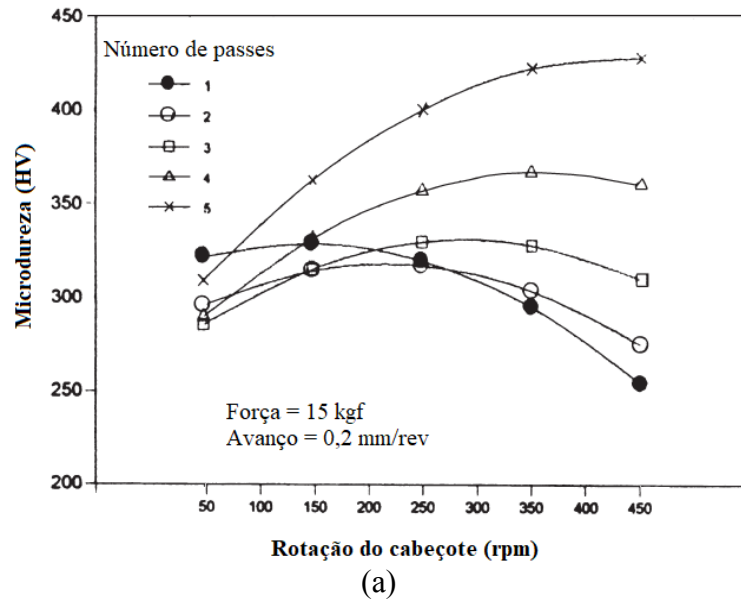


FIGURA 3.12 – Influência da velocidade de roleteamento sobre a (a) microdureza e (b) rugosidade média para vários números de passes.
 FONTE – EL-AXIR (2000) – Figura adaptada

3.3 O estado de deformação

Todas as propriedades obtidas após o roleteamento são derivadas do processo de deformação plástica, portanto, é imprescindível a compreensão dos possíveis fenômenos que ocorrem, como os mecanismos de deformação plástica e a transformação de fase induzida por deformação plástica.

3.3.1 Mecanismos de deformação plástica

Para compreender melhor o processo de roleteamento, é necessário o entendimento das mudanças microestruturais resultantes do estado de deformação a frio. Ao deformar plasticamente um material, há uma mudança no formato dos grãos, resultando em um aumento da área superficial dos contornos de grãos e também a geração e acúmulo contínuo das deslocamentos, responsáveis pelo encruamento dos materiais. A soma das energias entre estas deslocamentos e as interfaces dos grãos deformados representa a energia total armazenada proveniente da deformação plástica (DIETER, 1988).

Outro aspecto da deformação é a reorientação dos cristais ou dos grãos de um metal policristalino em relação à direção do carregamento aplicado. Como consequência, os grãos tendem a se orientarem em direções preferenciais, fenômeno conhecido como textura cristalográfica. Cerca de 95% do trabalho mecânico é convertido em calor e parte deste calor é conduzido para a ferramenta e outra parte para a atmosfera (DIETER, 1988), contudo, uma pequena fração desta energia, aproximadamente 1%, permanece como energia armazenada de deformação, que é derivada, principalmente, do acúmulo das deslocamentos. Esta energia armazenada é responsável pelas mudanças das propriedades mecânicas (dureza, tensão de escoamento, etc.) dos metais, sendo uma característica do encruamento resultante da deformação plástica.

Durante o processo de deformação ocorre uma mudança no perfil geométrico dos grãos. Esta mudança pode ser equiparada a uma mudança macroscópica do perfil deformado. Considere como exemplo a laminação a frio de uma chapa metálica que, ao final do processo, apresentará uma redução de sua espessura e um aumento no seu comprimento. Microscopicamente, os grãos apresentarão em sua morfologia o mesmo perfil geométrico, com textura cristalográfica na direção de laminação (Figura 3.13).

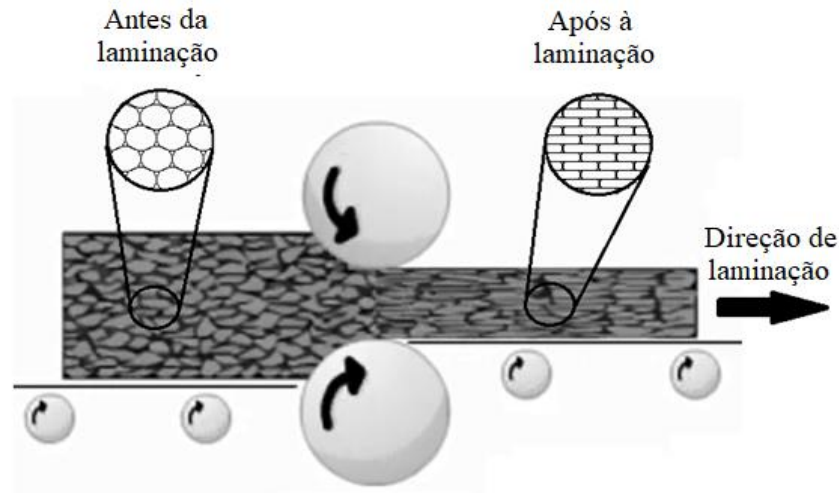


FIGURA 3.13 – Processo de laminação.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

A Figura 3.14 quantifica o aumento percentual de área superficial de um único cristal submetido ao processo de laminação mencionado anteriormente. Para este exemplo, considera-se que a laminação ocorre no estado plano de deformação, portanto, a largura do cristal, cujo valor hipotético seja de $10\ \mu\text{m}$, é mantida constante durante todo o processo e o cristal é submetido a vários passes de laminação, com reduções contínuas de sua seção transversal. Observa-se que a área superficial aumenta exponencialmente com a redução da área transversal. A área superficial do corpo de prova não deformado é de $600\ \mu\text{m}^2$. Quando a área transversal do cristal é reduzida em 50%, sua área superficial aumenta 16,67 % ($700\ \mu\text{m}^2$). Extrapolando a curva, uma redução de 90% da área transversal resultaria em um aumento de 270% ($2200\ \mu\text{m}^2$) da área superficial, enquanto uma redução total de 99% aumentaria a área superficial em 3267% ($20202\ \mu\text{m}^2$). Deste modo, observa-se a contribuição da energia superficial na energia total armazenada decorrente da deformação plástica.

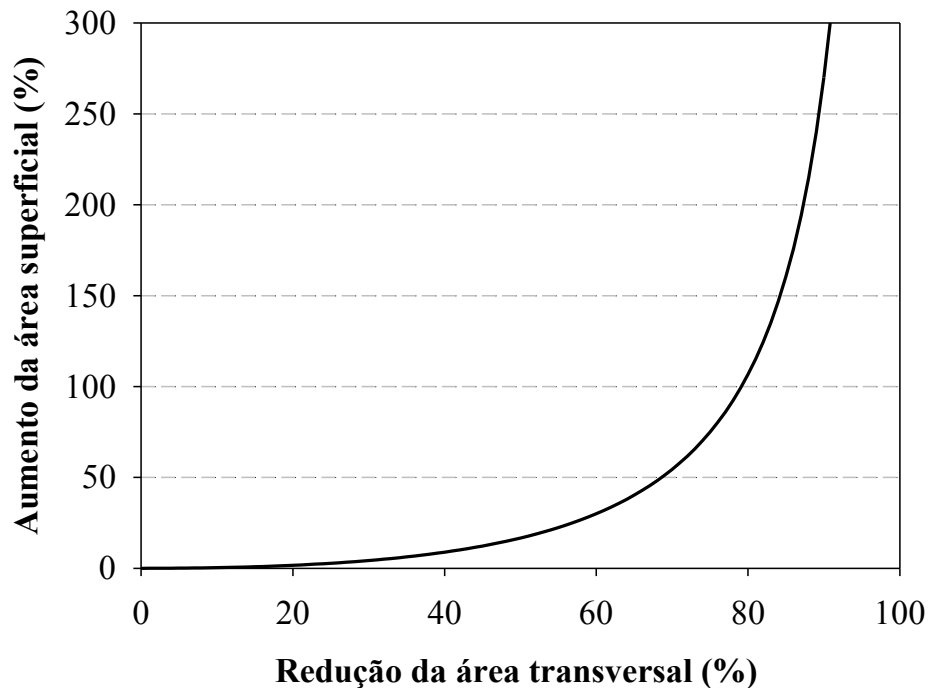
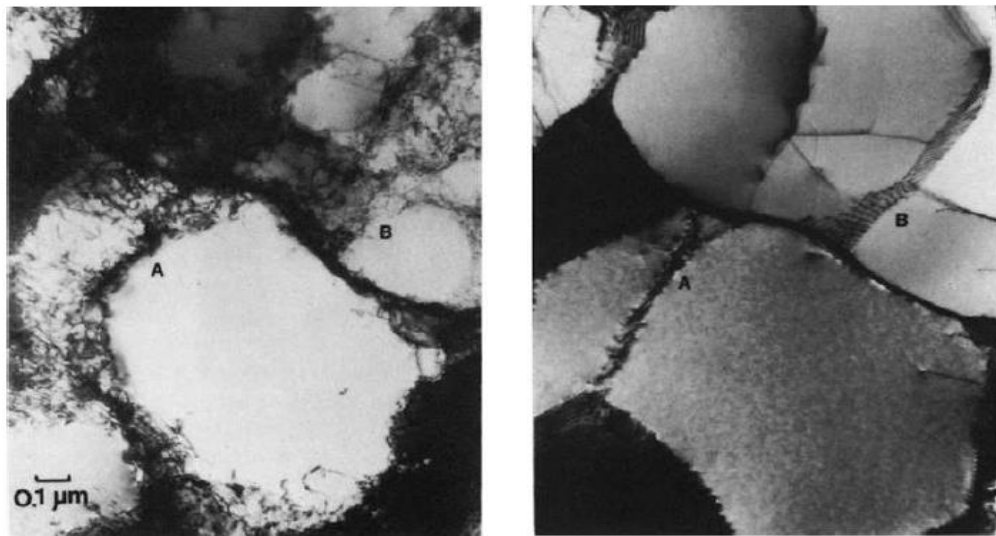


FIGURA 3.14 – Processo de deformação contínua de um cristal partindo de um estado não deformado (dimensões iniciais hipotética de $10 \times 10 \times 10 \mu\text{m}$).
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

Outra importante característica é a formação de subestruturas, que são geradas pela concentração de deslocações no interior dos grãos, formando novas superfícies e fornecendo uma fonte de energia adicional à energia total armazenada. As subestruturas que podem se formar são as células e os subgrãos, que possuem o volume equiaxial de ordem micrométrica e são formadas por paredes de deslocações. As células são emaranhados de deslocações com maior densidade e distribuição não homogênea de deslocações, como observado na Figura 3.15(a). À medida que ocorre o processo de recuperação, as deslocações se aniquilam e contornos bem definidos e com menor densidade de deslocações são gerados, formando assim os subgrãos, conforme demonstrado na Figura 3.15(b). Poucas pesquisas investigaram a formação de subestruturas no processo de roleteamento e entre elas, destaca-se o trabalho realizado por Nalla *et al.* (2003), que compararam a vida em fadiga de corpos de prova submetidos aos processos de roleteamento e jateamento de granalha e constataram, por meio de microscopia eletrônica de transmissão, que a deformação plástica severa decorrente do processo de roleteamento induziu a formação de células em regiões próximas à superfície da amostra.



(a)

(b)

FIGURA 3.15 – Formação de subestruturas: (a) células e (b) subgrãos.
 FONTE – HUMPHREYS & HATHERLY (2004) – Figura adaptada

Nagarajan *et al.* (2018) abordaram, de forma mais aprofundada, a análise microestrutural de superligas à base de níquel (IN100 e RR1000) submetidas ao processo de roleteamento. O trabalho demonstrou claramente os dois aspectos citados anteriormente. O primeiro, é o achatamento dos grãos e a formação de novos contornos, identificados por meio dos mapas de figura de polo inversa (Figura 3.16a), e o segundo é a formação de subestruturas, verificada por meio dos mapas de contraste de bandas (Figura 3.16b), que indicaram um aumento significativo de contornos de baixo ângulo (linhas vermelhas), característicos da formação de estrutura celular de deslocamentos como uma consequência do alto grau de deformação plástica. A técnica de caracterização utilizada para obtenção de ambos os mapas foi a difração de elétrons retroespalhados, conhecido pela sigla EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*).

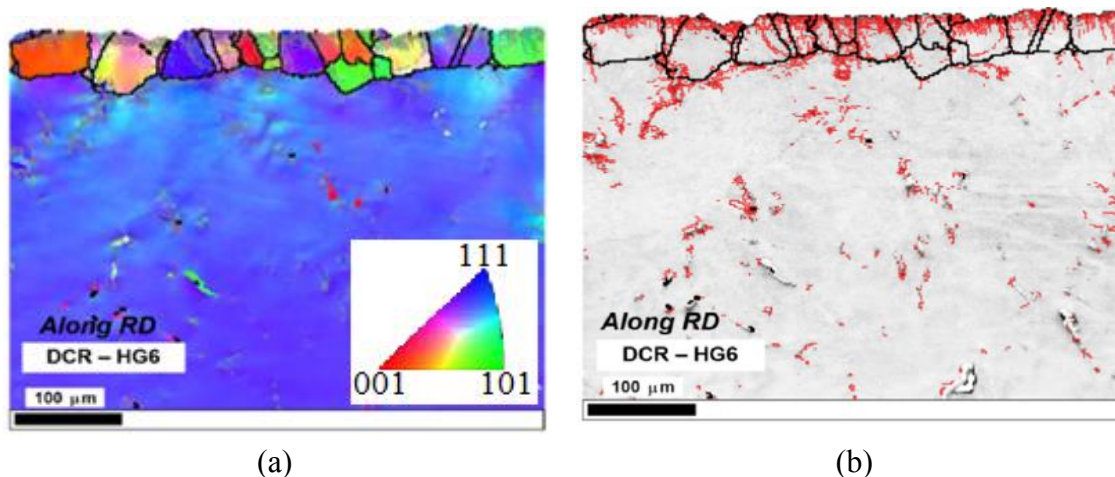


FIGURA 3.16 – Análise por EBSD do IN100: (a) figura de polo inverso e (b) contaste de bandas.
 FONTE – Nagarajan *et al.* (2018) – Figura adaptada

A deformação plástica de um sólido cristalino ocorre pelos mecanismos de deslizamento (também conhecido como escorregamento) e/ou maclação. A Figura 3.17 apresenta o mecanismo de deslizamento entre átomos localizados em dois planos adjacentes (planos A e B). De acordo com Abbaschian *et. al* (2009), quando submetidos às tensões de cisalhamento (τ) a partir de uma condição inicial (Figura 3.17a), os átomos do plano A deslizam sobre os átomos do plano B (da esquerda para direita), assumindo uma posição de altura máxima (Figura 3.17b), que é o ponto crítico pois há maior energia potencial entre os planos A e B. O prosseguimento do deslizamento será facilitado pelas forças que atraem os átomos para a cavidade, ou seja, para a posição de equilíbrio (Figura 3.17c). Isto ocorre em uma ação conjunta entre planos e direções de deslizamento com maior densidade atômica, onde a tensão requerida para cisalhar o cristal é mínima (BHADURI, 2018). Estes planos e direções dependem da estrutura cristalina do material. Materiais com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), como o aço inoxidável austenítico ABNT 304, possuem quatro planos compactos (maior densidade atômica possível) e três direções preferenciais de escorregamento, totalizando 12 sistemas de escorregamento.

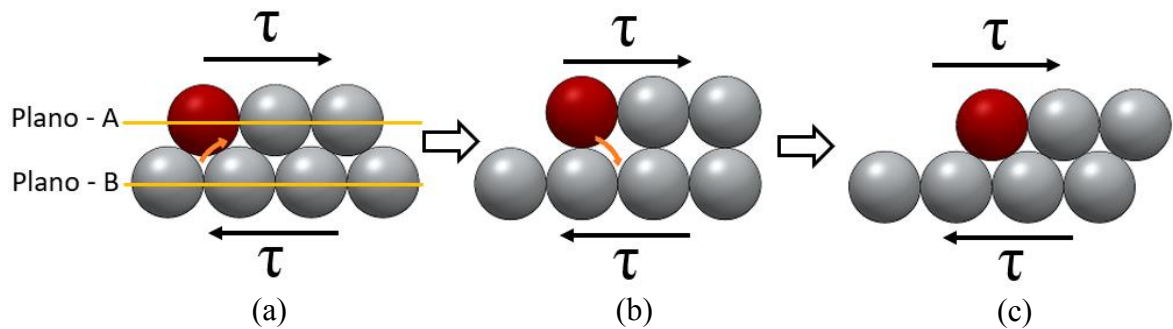


FIGURA 3.17 – Mecanismo de deslizamento: (a) condição inicial, (b) deslizamento até o ponto crítico e (c) continuação do deslizamento até a posição de equilíbrio.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

Os valores teóricos das tensões cisalhantes necessárias para promover o deslizamento são bem mais elevados que os valores observados na prática, isto indica que o modelo descrito anteriormente é inadequado para explicar o fenômeno da deformação plástica, pois aquele despreza a existência das imperfeições na rede cristalina. A principal imperfeição em um estado bidimensional é a deslocação, que é responsável pelo fenômeno do deslizamento, que torna possível a deformação plástica da maioria dos metais (DIETER, 1988). O conceito da deslocação será exemplificado por meio dos deslizamentos que produzem as deslocações em aresta ou em hélice, que são os principais mecanismos atuantes durante a deformação a frio.

A Figura 3.18(a) representa um cristal cúbico que foi submetido a uma tensão de cisalhamento (τ) que produziu um deslizamento sobre o plano SB. A Figura 3.18(b) representa o modelo atômico deste cubo antes e após a deformação. Observa-se que após a deformação todos os átomos acima do plano SB se deslocaram para a esquerda, enquanto os átomos abaixo do plano se deslocaram para a direita. Este deslizamento, que correspondeu a uma unidade atômica, produziu um semiplano extra “c-c” na parte inferior e um semiplano extra “a-a” no interior do cristal na parte superior. Nota-se uma distorção dos átomos ao em torno do semiplano extra “a-a”. Esta distorção, contínua ao longo do plano SB, ocorre acerca das arestas deste plano adicional de átomos, que induz um estado de compressão na região onde se encontra o semiplano extra e de tração abaixo do semiplano (região com maior distância atômica), gerando uma fronteira ou contorno adicional ao cristal e recebe o nome de deslocação em aresta (ou em cunha) e que pode ser negativa ou positiva, cuja denominação depende do cisalhamento do reticulado (ABBASCHIAN *et al.*, 2009).

A principal característica da deslocação em aresta é que seu sentido de deslizamento é paralelo ao vetor de Burgers (\vec{b}). O vetor de Burgers fornece a magnitude e a direção de distorção da rede cristalina e corresponde à distância de deslocamento dos átomos ao redor da deslocação. O deslizamento dos átomos só se torna possível graças ao movimento destas

deslocações que, na ausência de obstáculos, se move facilmente com a aplicação de baixa tensão de cisalhamento. Contudo, este tipo de deslocação tem como limitação, durante a deformação a frio, o movimento em um único plano de escorregamento e em direção perpendicular ao seu comprimento.

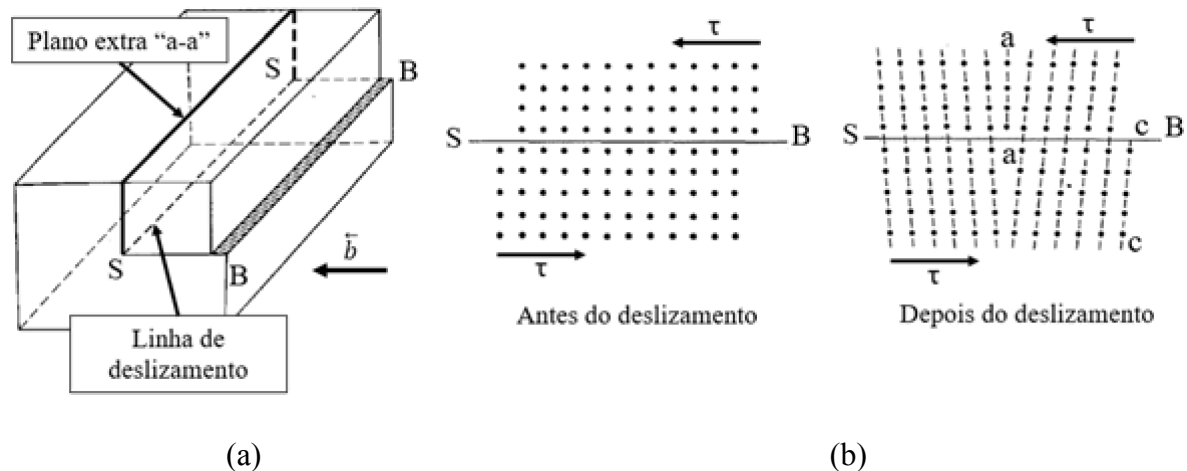


FIGURA 3.18 – Exemplo de uma deslocação em aresta em (a) um cristal e em (b) um modelo atômico.
 FONTE – Dieter (1988) – Figura adaptada

A Figura 3.19(a) representa um cristal cúbico e seu modelo atômico submetido a uma tensão de cisalhamento (τ) produzindo um deslizamento sobre o plano PQ. Neste caso, o deslizamento dos átomos, que também corresponde a uma distância atômica, ocorre paralelo ao vetor de Burgers, gerando uma deslocação ou discordância em hélice ou parafuso, que pode ser à esquerda ou à direita. Uma linha traçada ao redor da deslocação apresenta um circuito helicoidal. A designação hélice ou parafuso é derivada deste circuito, como visto na Figura 3.19(b). Diferentemente da deslocação em aresta, cujo mecanismo que permite a mudança de plano durante sua movimentação é a escalada e somente ocorre a quente, o movimento da deslocação em hélice não está restrito a um único plano durante a deformação a frio e o mecanismo que permite esta mudança de plano é chamado de deslizamento cruzado, sendo este o mecanismo mais importante durante a deformação a frio (DIETER, 1988). Na prática, raramente se formará somente um tipo de deslocação, sendo muito comum a formação de um *loop* que contenha deslocações em aresta e em hélice.

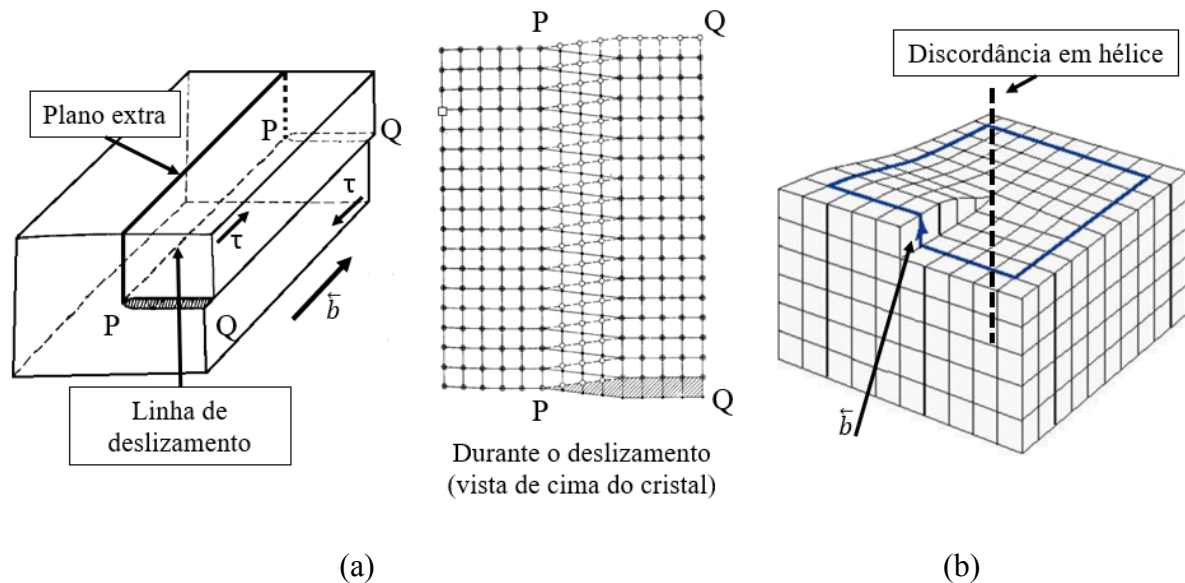


FIGURA 3.19 – Exemplo de (a) uma deslocação em hélice em um cristal e seu um modelo atômico e (b) demonstração de seu circuito.

FONTE – Dieter (1988) – Figura adaptada

O segundo mecanismo é a deformação por maclação que, de acordo com Abbaschian *et al.* (2009), ocorre quando o metal possui estrutura com baixa simetria (estrutura cristalina complexa, como o urânio que possui estrutura cristalina ortorrômbica e deforma majoritariamente por maclação) e a deformação plástica por deslizamento de planos se torna difícil ou quando o processo ocorre sob elevadas taxas de deformação, inibindo o movimento das deslocações como resposta à tensão aplicada. Quando a deformação do material promove uma mudança na orientação cristalográfica sem alterar sua estrutura cristalina, formam-se as maclas e se houver mudança da estrutura, tem-se a transformação da austenita em martensita (para os aços).

Compara-se a diferença entre os mecanismos de deformação a partir de um corpo submetido ao cisalhamento (τ), de acordo com a Figura 3.20(a), e que no primeiro caso resultou em deslizamento (Figura 3.20b) e no segundo caso em maclação (Figura 3.20c). Nota-se que independentemente do mecanismo, a estrutura permanece idêntica ao estado original, mas na maclação, o cristal deformado assume uma orientação que se torna uma imagem espelho do cristal não deformado (BHADURI, 2018). O plano onde ocorre o cisalhamento é chamado de plano de maclação. Percebe-se então que o cisalhamento está provocando uma rotação do cristal na maclação.

- A sequência de empilhamento é o arranjo eficiente entre as camadas de átomos no espaço. Cada camada terá seus átomos posicionados nos interstícios da camada subjacente. Como mencionado anteriormente, a sequência de empilhamento do reticulado cúbico de face centrada é ABC, como visto na Figura 3.22.

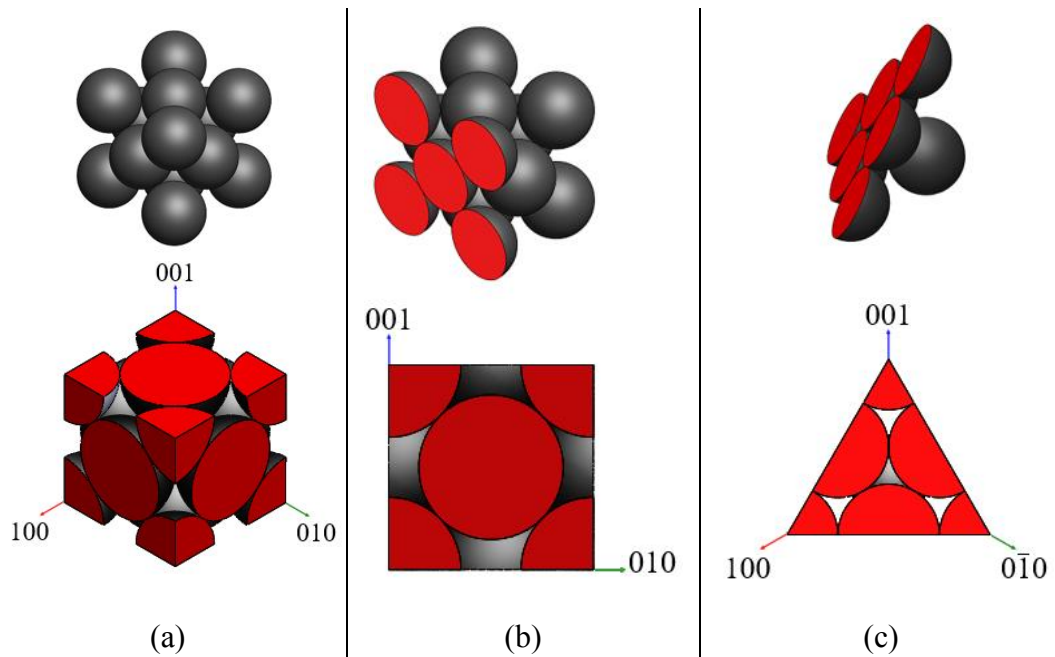


FIGURA 3.21 – Modelo esférico e célula unitária CFC: (a) em perspectiva, (b) perspectiva e plano (100) e (c) perspectiva e plano $(11\bar{1})$.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

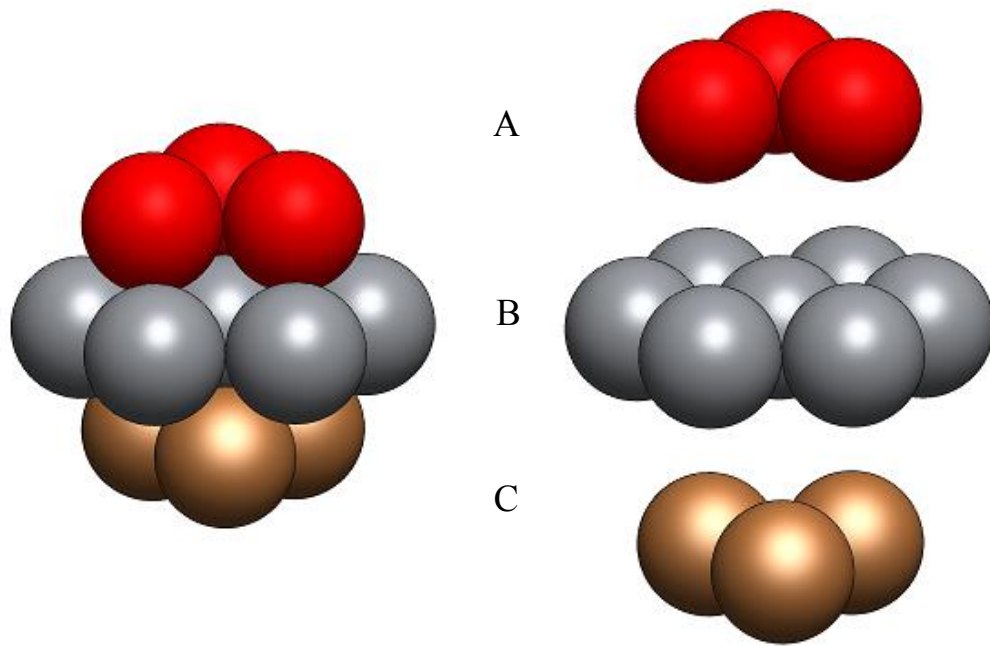


FIGURA 3.22 – Sequência de empilhamento da estrutura CFC.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

A falha no empilhamento ocorre quando os átomos de uma camada em um plano compacto caem em uma posição “errada” em relação à camada superior ou inferior de átomos. Desta forma, a sequência de empilhamento do material é modificada de ABCABC... para ABCABABC... Logo, a camada “A”, produzida pela falha que gerou a sequência ACA, possui a imagem espelho em torno da camada “C”, formando a macla por deformação. Para que isto ocorra, é necessário fornecer uma quantidade de energia ao material, portanto, é bastante comum observar este fenômeno em metais deformados (ABBASCHIAN; ABBASCHIAN; REED-HILL, 2009). Por meio do parâmetro de energia de falha de empilhamento (γ_{EFE}) pode-se determinar o mecanismo predominante de deformação e, conseqüentemente, a microestrutura resultante do processo de deformação. Quando o valor de γ_{EFE} é baixo, as deslocações se dissociam em duas parciais, gerando assim um novo plano de deslizamento sob as deslocações, mas com o arranjo diferente do plano de deslizamento original, resultando em uma falha no empilhamento (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004).

A Figura 3.23 ilustra o movimento da discordância durante sua dissociação. Um átomo que esteja inicialmente na posição de equilíbrio B, conforme indicado pelo círculo vermelho na Figura 3.23(b) irá deslizar para outra posição de equilíbrio B seguindo a direção de deslizamento indicada pelo vetor de Burgers b_1 , que possui magnitude e direção $a_0/2[10\bar{1}]$, sendo a_0 o parâmetro de rede da estrutura e $a_0/2$ a magnitude do vetor. Isto ocorre porque b_1 é o menor vetor compreendido na família de direção mais densa $\langle 110 \rangle$ que desliza sobre o plano

(111) e representa a distância de um espaçamento atômico da rede cristalina. Ele liga, por exemplo, um átomo do vértice ao seu vizinho central mais próximo, como indicado pela seta vermelha na Figura 3.23(a). A deslocação que possui o vetor de Burgers igual a um espaçamento da rede é conhecido como deslocação de força unitária (DIETER, 1988). Para que o átomo se mova na direção do vetor b_1 ele teria que escalar o átomo do plano inferior. Deste modo, a força necessária para produzir esta deslocação se torna maior que a de força unitária e, conseqüentemente, o movimento dos átomos na direção de b_1 se dissocia em dois, formando duas deslocações, conhecidas como deslocações estendidas. Então, o átomo deslizará de sua posição inicial seguindo em direção ao vetor b_2 para posição C e posteriormente na direção do vetor b_3 para posição final B, com um movimento de zigue-zague. Os vetores b_2 e b_3 possuem magnitudes e direções de $a_0/6[2\bar{1}\bar{1}]$ e $a_0/6[11\bar{2}]$, respectivamente.

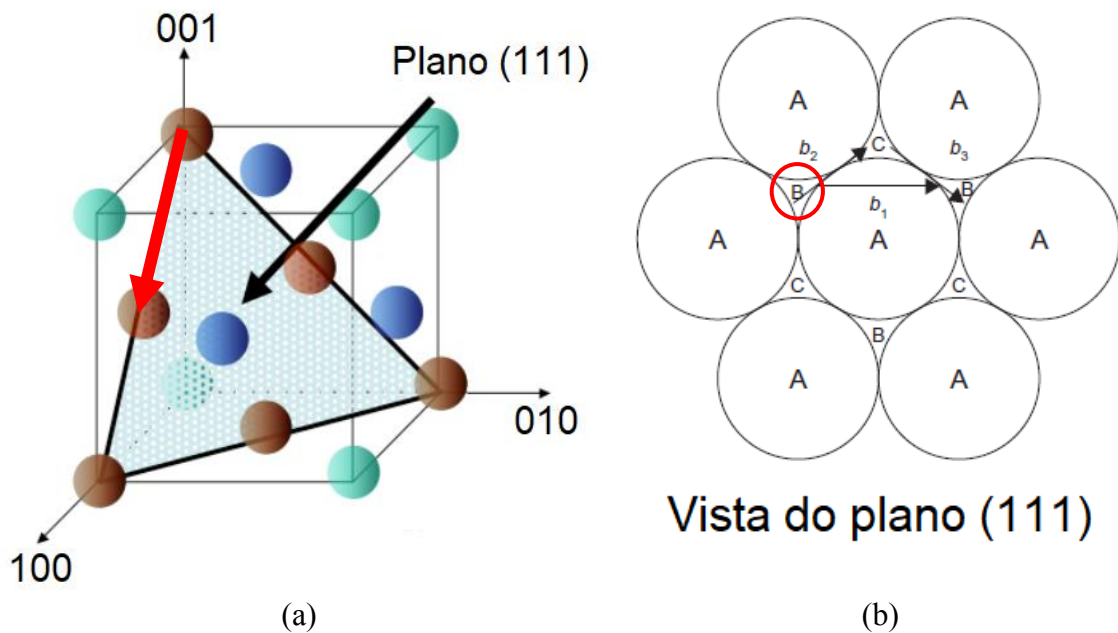


FIGURA 3.23 – Vistas (a) da projeção espacial e (b) do plano (111) da célula unitária CFC.
 FONTE – Dieter, 1988 – Figura adaptada

De acordo com Dieter (1988), a reação de dissociação $b_1 \rightarrow b_2 + b_3$ será factível quando a condição energética $b_1^2 > b_2^2 + b_3^2$ for satisfeita, uma vez que a tendência do sistema é de minimizar sua energia. O primeiro passo é verificar se haverá a correspondência algébrica da reação. Para tanto, a soma dos índices (uvw) dos vetores dissociados ($b_2 + b_3$) deverá resultar no vetor final (b_1), conforme a Equação 3.7:

$$[u_1 v_1 w_1] = [u_2 v_2 w_2] + [u_3 v_3 w_3] \quad (3.7)$$

Aplicando a Equação 1 ao sistema com estrutura CFC, tem-se:

$$\frac{a_0}{2} [10\bar{1}] = \frac{a_0}{6} [2\bar{1}1] + \frac{a_0}{6} [11\bar{2}] \quad 3.8$$

A soma dos índices dos vetores b_2 e b_3 resulta em:

$$\frac{a_0}{2} [10\bar{1}] = \frac{a_0}{6} [30\bar{3}] \quad 3.9$$

E sua racionalização em:

$$\frac{a_0}{2} [10\bar{1}] = \frac{a_0}{2} [10\bar{1}] \quad 3.10$$

Observa-se que a soma dos vetores b_2 e b_3 é equivalente ao vetor b_1 , logo existe uma concordância algébrica que permite o movimento das deslocções em duas parciais. O último critério é verificar se há uma condição energética favorável. Calcula-se então a força necessária para produzir uma discordância para cada vetor dado, que é proporcional ao vetor de Burgers ($\alpha|\vec{b}|$).

$$|\vec{b}_1| = \frac{a_0}{2} [1^2 + 0^2 + (-1)^2]^{\frac{1}{2}} = \frac{a_0\sqrt{2}}{2} \quad 3.11$$

$$|\vec{b}_2| = \frac{a_0}{6} [2^2 + (-1)^2 + (-1)^2]^{\frac{1}{2}} = \frac{a_0\sqrt{6}}{6} \quad 3.12$$

$$|\vec{b}_3| = \frac{a_0}{6} [1^2 + 1^2 + (-2)^2]^{\frac{1}{2}} = \frac{a_0\sqrt{6}}{6} \quad 3.13$$

Aplicando a condição de energia $b_1^2 \geq b_2^2 + b_3^2$, tem-se:

$$\left(\frac{a_0\sqrt{2}}{2}\right)^2 > \left(\frac{a_0\sqrt{6}}{6}\right)^2 + \left(\frac{a_0\sqrt{6}}{6}\right)^2 \quad 3.14$$

Logo:

$$\frac{a_0^2}{2} > \frac{a_0^2}{3} \quad 3.15$$

O cálculo demonstra que a condição energética é favorável à dissociação das deslocações, formando duas deslocações parciais estendidas. Estas deslocações dissociadas produzem forças de natureza elástica opostas entre si, portanto, se repelem. Estas forças são equilibradas pela energia superficial gerada pela falha de empilhamento, evitando que a distância (D_{DP}) entre as deslocações parciais seja elevada (Figura 3.24).

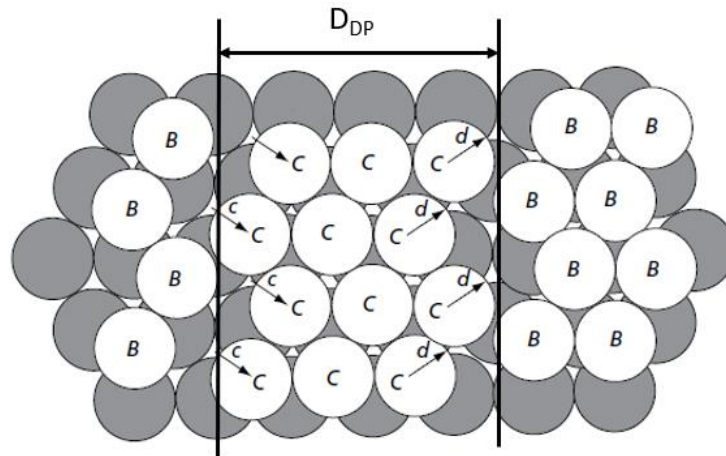


FIGURA 3.24 – Deslocação parcial.
 FONTE – Abbaschian et. Al (2009) – Figura adaptada

De acordo com Yonezawa *et al.* (2013), é difícil estabelecer um comportamento e uma formulação matemática para determinar o valor de EFE nos aços inoxidáveis austeníticos, pois, não somente o teor dos elementos de liga, mas a interação entre eles altera sensivelmente seu valor. Por exemplo, o carbono e o nitrogênio diminuem o valor de EFE quando adicionados em baixas concentrações, mas aumenta EFE em elevadas concentrações. A influência do teor de cromo e do manganês depende fortemente dos outros elementos. Adicionalmente, o tratamento térmico também influencia os valores de EFE, uma vez que a formação dos carbonetos de cromo ou nitretos de cromo depende do tratamento térmico. Verifica-se a maior influência dos elementos de liga quando se compara os valores de EFE dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 303, 304 e 310 apresentados na Tabela 3.1.

TABELA 3.1: Composição química básica dos materiais.

Metal (CFC)	EFE (mJm ⁻²)
Latão	< 10
Aço inoxidável AISI 303	8
Aço inoxidável AISI 304	20
Aço inoxidável AISI 310	45

Fonte – Dieter, 1988

Seeger e Schoeck (1953) deduziram a Equação 3.16 que demonstra que a distância D_{DP} é inversamente proporcional à energia de falha de empilhamento (γ_{EFE}), proporcional ao módulo de cisalhamento (G) e o quadrado do vetor de Burguers (b):

$$D_{DP} = \frac{Gb^2}{4\pi\gamma_{EFE}} \quad (3.16)$$

O aço inoxidável AISI 304 possui um valor de EFE muito baixo (20 mJm^{-2}) quando comparado, por exemplo, ao alumínio (200 mJm^{-2}). Consequentemente, a distância entre as deslocações (D_{DP}) no alumínio é muito menor do que no aço inoxidável AISI 304, logo, os mecanismos de deslizamento são facilitados durante sua deformação, pois há uma menor quantidade de átomos entre as deslocações que deslizam simultaneamente, enquanto no aço inoxidável AISI 304, a diminuição da EFE promove o aumento da distância entre as deslocações (maior quantidade de átomos entre as deslocações), dificultando o deslizamento, principalmente o deslizamento cruzado. Deste modo, diminui-se a capacidade do grão mudar sua forma durante a deformação por deslizamento, favorecendo a deformação por maclas (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004), além de induzir a formação de bandas de deslizamento, provocar a constrição por acúmulo das deslocações (NABARRO, F.N.R. & DUESBERY, 2002), e favorecer a formação de martensita- ϵ e/ou martensita- α' (MASUMURA et al., 2015).

A magnitude do cisalhamento para a formação da macla pode ser obtida pela Equação 3.17 (BHADESHIA, 2018), em termos do vetor deslocamento (v) e o espaçamento (d) entre os planos (111) ou em termos do vetor u . Estes vetores estão identificados na Figura 3.25, que exemplifica o deslocamento do vetor v com magnitude de $a_0/6[11\bar{2}]$ em relação à matriz (pontos escuros) a partir da regia maclada (pontos claros nas Figura 3.25a e 3.25b) a uma distância “ d ” igual a $a_0/\sqrt{3}$.

$$s^2 = \left(\frac{v}{d}\right)^2 = \left(\frac{u}{d}\right)^2 - 4 \quad (3.17)$$

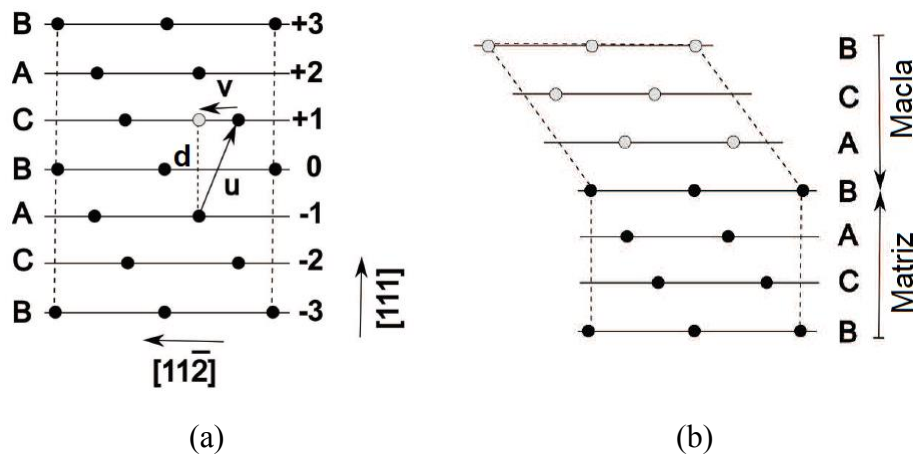


FIGURA 3.25 – Seção na rede cristalina CFC no plano $(1\bar{1}0)$: (a) matriz e (b) região com maclas após a deformação.

FONTE – BHADESHIA (2018) – Figura adaptada

Neste caso, a magnitude de cisalhamento (S) necessário para gerar a macla é aproximadamente 0,707. É um valor muito elevado, que demandaria muita energia para sua formação. A energia de deformação por unidade de volume do material determinada por Christian (1979) e Eshelby (1957), como descrita pela Equação 3.18, apresenta uma relação entre a espessura (c) e comprimento (r) da macla e o módulo de cisalhamento do material (μ_G).

$$E = \left(\frac{c}{r}\right) \mu_G S^2 \quad (3.18)$$

As Equações 3.16 e 3.17 são fundamentais para explicar a formação das maclas em menores valores de deformação e também sua geometria. A Equação 3.16 indica que a única forma de minimizar a magnitude de cisalhamento é produzindo planos de maclação com grandes espaçamentos (d) e um menor vetor “ \vec{u} ”, deste modo, as maclas se formam com menores deslocamentos (\vec{v}). De forma análoga, a energia para sua formação, de acordo com a Equação 3.17, pode ser minimizada pela produção de maclas com pequenas espessuras e maiores comprimentos. Adicionalmente, esta equação descreve um comportamento elíptico, o que também justifica a forma lenticular das maclas de deformação e com suas extremidades bem finas, pois o deslocamento é mínimo nesta região de forma a maximizar a energia para a nucleação da macla. A Figura 3.26 ilustra um mapa de figura de polo inversa (IFP) do aço inoxidável AISI 304 após carregamento equibiaxial com deformação equivalente máxima de 28% (POLATIDIS et al., 2019). As maclas de deformação estão identificadas pelas setas azuis e suas formas e dimensões correspondem exatamente à teoria descrita.

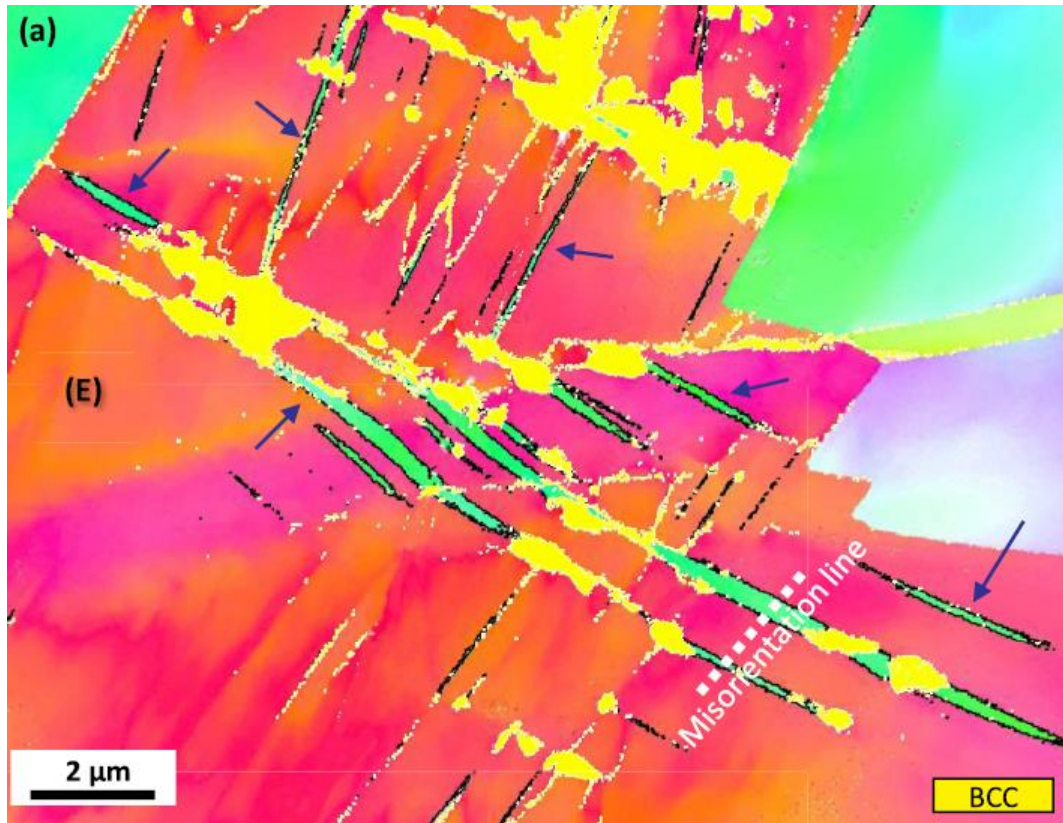


FIGURA 3.26 – Maclas de deformação no aço inoxidável 304.
 FONTE – POLATIDIS *et al.* (2019)

Por questão de simplificação, tanto qualitativa quanto quantitativa, toda a abordagem feita acerca dos mecanismos de deslizamento e maclação descreve a deformação de um monocristal e podem ser adaptadas à deformação dos metais policristalinos. Os processos de deslizamento e maclação iniciados em um grão estão, normalmente, confinados a este grão. Durante a deformação de um monocristal, somente a restrição externa imposta a ele, como as garras da máquina em um ensaio de tração, restringe esta mudança. Nos metais policristalinos, a mudança de forma de um grão também está restrita aos grãos vizinhos, que podem se deformar de forma diferente devido à individualidade da orientação de cada grão. Portanto, os planos, as direções e a quantidade de sistemas de deslizamento de cada grão são diretamente afetadas pela restrição imposta por sua vizinhança. Deste modo, o processo de deformação resulta em uma microestrutura não homogênea e duas importantes consequências derivam deste processo: a microestrutura de deformação (consequência do processo de deslizamento no interior e entre os grãos) e a textura de deformação (mudança de orientação dos grãos) (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004). Para exemplificar a textura, considere um material policristalino, não deformado, cujos grãos apresentem uma aleatoriedade em sua orientação cristalográfica em relação a um sistema externo. Quando este material é submetido a um processo de deformação plástica, como a laminação por exemplo, os cristais individuais tendem a se realinhar, de modo

que os planos e direções de deslizamento cumpram as imposições do carregamento externo tendendo a uma orientação preferencial paralela ao plano e direção de laminação, eliminando assim a aleatoriedade da orientação dos cristais não deformados. Nesta condição o material é considerado cristalograficamente texturizado (BHADESHIA, 2018). A textura dos materiais é fundamental para entender suas propriedades físicas e mecânicas, visto que muitas destas propriedades são anisotrópicas.

3.3.2 Transformação de fase induzida por deformação plástica

Outro importante fenômeno que deriva do processo de deformação plástica é a transformação de fase, denominada como transformação de fase induzida por deformação plástica (TRIP). Independentemente da força motriz, a nucleação e o crescimento da martensita implicam na deformação da rede austenítica sem que haja difusão atômica (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2006). A martensita pode ser obtida nos aços inoxidáveis austeníticos por meio do resfriamento abaixo da temperatura ambiente, conhecida como martensita térmica, ou por deformação plástica, que pode se formar em temperaturas mais elevadas que a martensita térmica. Adicionalmente, a fração de martensita térmica formada é muito baixa, mesmo à temperatura de -270°C (SPENCER et al., 2004). Deste modo, a deformação plástica se torna o principal mecanismo para a formação de martensita nos aços inoxidáveis austeníticos. De acordo com Krauss (2006) a extensão da formação de martensita induzida por deformação plástica depende da temperatura, da taxa de deformação, da deformação e da composição química do material. Quanto à composição química, tem-se o carbono e o nitrogênio como principais elementos de liga. A Equação 3.19, deduzida por T. Angel (apud KRAUSS, 2006), pode ser utilizada para caracterizar a estabilidade da austenita em função da composição química do material. O parâmetro M_{D30} representa a maior temperatura em que 50% da fração martensítica é formada a uma deformação verdadeira de 30%. Como visto na seção 3.1, o carbono e o nitrogênio são elementos gamagênicos, ou seja, estabilizadores da austenita, logo, deduz-se pela Equação 3.19 que o aumento da quantidade de destes elementos reduz a temperatura inicial de formação da martensita induzida por deformação e, conseqüentemente, mais fácil será a transformação de fase e menor será a fração transformada de martensita.

$$M_{D30}(^{\circ}\text{C}) = 413 - 462(C + N) - 9,2(Si) - 8,1(Mn) - 13,7(Cr) - 9,5(Ni) - 18,5(Mo) \quad (3.19)$$

A força motriz para a transformação de fase é a deformação, logo, quanto maior for a deformação maior será a quantidade de martensita formada. A relação entre a fração transformada de martensita e a deformação plástica do aço inoxidável austenítico AISI 304, em diferentes temperaturas, está apresentada na Figura 3.27. Além da deformação, a redução da temperatura aumenta a fração de martensita formada. Isto ocorre devido ao aumento da taxa de nucleação (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2006).

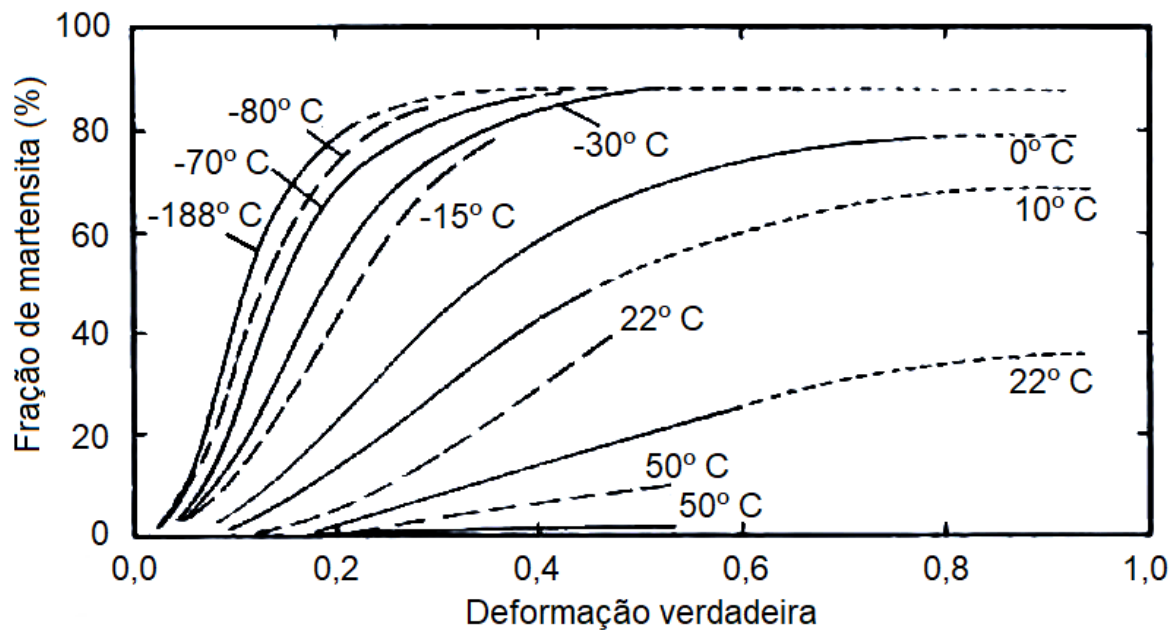


FIGURA 3.27 – Formação de martensita induzida por deformação plástica do aço inoxidável 304.
FONTE – KRAUSS (2006) – Figura adaptada

A influência da taxa de deformação na formação da martensita é similar à da formação das maclas. Uma vez que o movimento das deslocações é inibido devido ao baixo valor de EFE, o processo de formação de martensita é energeticamente favorecido, portanto, quanto maior for a taxa de deformação maior será a fração de martensita formada. De acordo com Spencer *et al.* (2004), a deformação plástica e a criação de núcleos tem um papel fundamental na transformação de fase e dois tipos de estruturas martensíticas podem se formar, quais sejam a martensita- ϵ e a martensita- α' . O autor relata que há um consenso na literatura de que existe uma sequência na formação da martensita induzida por deformação plástica, em que a estrutura austenítica (CFC), em uma primeira etapa de deformação, se transforma em uma martensita com estrutura hexagonal compacta (HC) e com o prosseguimento da deformação a estrutura hexagonal se transforma em uma martensita com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). A sequência da transformação das fases pode ser denotada por seus respectivos símbolos $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$. Deste modo, a falha de empilhamento responsável pela formação da

estrutura HC age como um núcleo para a formação da martensita- α' (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2006; SPENCER et al., 2004). Como mencionado anteriormente, a estrutura CFC segue uma sequência de empilhamento ABCABC... e quando uma falha é gerada a sequência muda para ABCACABC... sendo a falha ACA uma sequência similar à estrutura HC, que corresponde a ABABAB... De forma análoga ao cálculo realizado para verificar a magnitude de cisalhamento para a formação das maclas, calcula-se a magnitude de cisalhamento para a formação da martensita HC. A magnitude e a direção do vetor de Burgers (\vec{v}) que resultou na falha de empilhamento, apresentado na Figura 25(a), permanece o mesmo ($a_0/6[11\bar{2}]$) mas a distância entre os planos (d) dobra sua magnitude, correspondendo a $2a_0/\sqrt{3}$ (BHADESHIA, 2018). A magnitude do cisalhamento então é dada por:

$$S = \frac{\frac{a_0}{6} \sqrt{1^2 + 1^2 + 2^2}}{\frac{2a_0}{\sqrt{3}}} = \frac{1}{2\sqrt{2}} \cong 0,354 \quad 3.20$$

Observa-se que a magnitude do cisalhamento para formar a martensita- ϵ (0,354) é menor do que a magnitude para formar a macla (0,707), portanto, a transformação de fase da austenita (CFC) para martensita (HC) é energeticamente mais favorável do que formação das maclas de deformação. A martensita- ϵ , que se forma a partir da falha empilhamento sobre o plano $(111)_\gamma$, possui seu plano basal $(0001)_\epsilon$ paralelo ao plano $(111)_\gamma$ e ϵ se torna o núcleo para a formação da martensita- α' , a qual se forma, preferencialmente, na interseção entre os planos. A Figura 3.28 apresenta uma imagem de microscopia de campo escuro de uma amostra de aço inoxidável austenítico AISI 304L que sofreu uma deformação de 5% à temperatura de -196°C . Observa-se que os núcleos da martensita- α' se formam a partir das finas placas da martensita- ϵ , conforme identificado por Spencer et al. (2004).

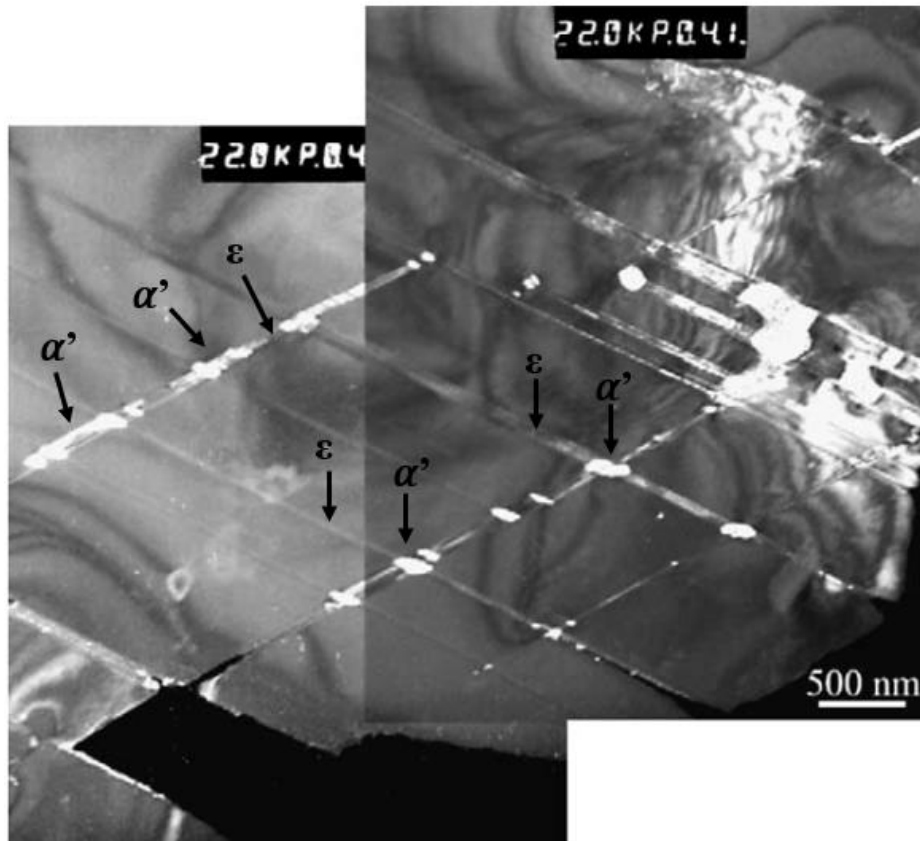


FIGURA 3.28 – Formação de embriões de martensita- α' a partir da martensita- ϵ .
 FONTE – SPENCER *et al.* (2004)

Alguns dados importantes sobre a transformação martensítica do aço inoxidável austenítico AISI 304, em um estudo realizado por Mangonon e Thomas (1970), apontaram que:

- a formação de martensita térmica com fases ϵ e α' ocorreu a partir de -78°C e -269°C , respectivamente e a temperatura M_D , para ambas as fases, é de aproximadamente 20°C ;
- ϵ é uma fase estável que se forma independentemente de α' e a transformação segue a sequência $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$;
- a nucleação de ϵ pode ocorrer nos contornos dos grãos ou das maclas e que os núcleos de α' , embora se formem preferencialmente entre duas bandas de ϵ , a partir da interface γ/ϵ . Também podem se formar próximas às interseções das bandas de ϵ com os contornos das maclas ou grãos;
- os dados experimentais não corroboram a relação de orientação teórica entre os planos e direções de γ para formar α' em que $(111)_\gamma$ se converte em $(110)_{\alpha'}$, com direções $[\bar{1}01]_\gamma \parallel [\bar{1}01]_{\alpha'}$, uma vez que a formação se dá entre $\epsilon \rightarrow \alpha'$, logo, a orientação entre γ e ϵ é dada por $(111)_\gamma \parallel (0001)_\epsilon$ e $[10\bar{1}]_\gamma \parallel [11\bar{2}0]_\epsilon$;

- a fração máxima de ε ocorre em 5% de deformação. As deslocamentos se acumulam nas regiões de α' e, embora uma deformação adicional gere mais sítios de nucleação para a fase ε , elas também consomem as bandas de ε formada a uma taxa maior que a sua nucleação, reduzindo sua fração. Adicionalmente, a fase α' , que permanece estável durante a deformação, nucleia e cresce a partir da fase ε , o que contribui ainda mais para a redução de ε . Este fenômeno também deveria limitar a fração de α' , mas o que se observa é o aumento da fração de α' com o aumento da deformação. A justificativa para isto é que o crescimento de α' ocorre a partir das fases preexistentes de α' .

Como visto anteriormente, muitos autores afirmam que a martensita α' nucleia a partir da fase ε . Mas de acordo com Maréchal (2011), existe uma controversa se ε realmente é uma fase intermediária de α' ou se ela é gerada para acomodar as deformações plásticas. Pesquisas mais recentes (MARÉCHAL, 2011; SUN et al., 2019) apontam que α' pode nuclear de forma heterogênea, como em maclas de deformação, maclas de recristalização, interseções entre duas falhas de empilhamento, contornos de grão ou diretamente na austenita.

A Figura 3.29(a) é uma representação esquemática que apresenta os estágios da formação da fase α' a partir da banda formada da fase ε . Observa-se α' formando no interior das bandas de ε , onde sua nucleação iniciou-se na interface γ/ε (estágio 1) até atingir a outra banda de ε (estágio 2), e segue com seu crescimento (estágio 3), (DAFÉ, 2013). As mesmas fases estão identificadas em um mapa de fases obtidos por meio de análise de EBSD (Figura 3.29b). Ressalta-se que a formação lenticular da martensita, assim como as maclas de deformação, deriva do baixo valor de deslocamento dos átomos, uma vez que o deslocamento completo produziria uma elevada magnitude de cisalhamento (0,354). Deste modo, a energia para sua formação é minimizada.

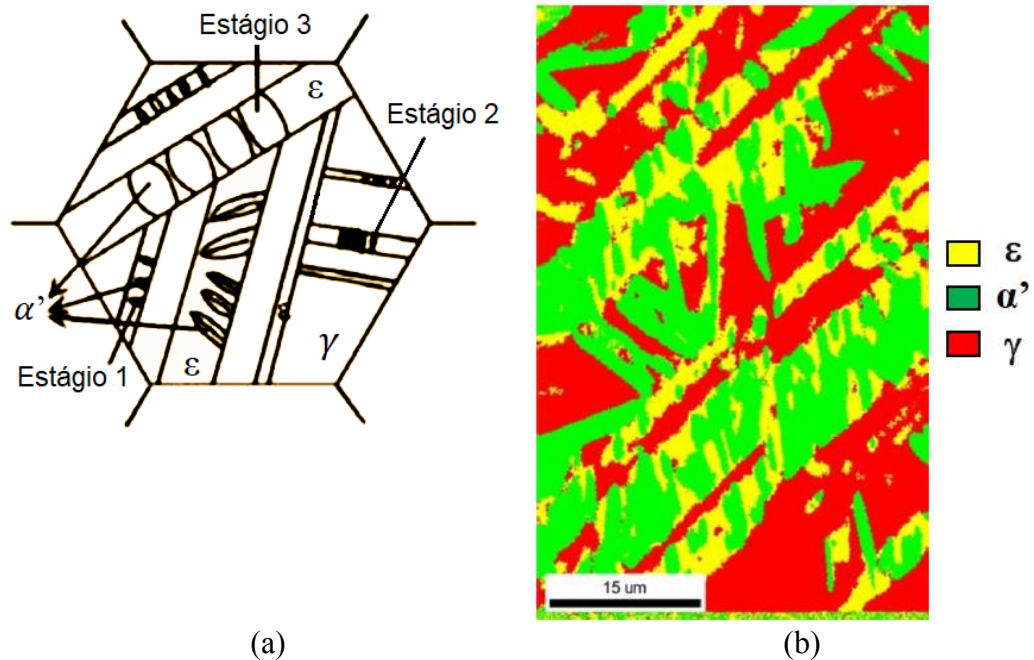


FIGURA 3.29 – Morfologia das fases α' e ϵ : (a) desenho esquemático e (b) mapa de fases.
 FONTE – Dafê (2013) – Figura adaptada

O processo de formação da martensita é adifusional e o movimento atômico ocorre durante o processo de transformação de fase. Deste modo, há uma correspondência entre a fase parente (austenita) e a fase produto (martensita- α') através de planos cristalográficos paralelos ou quase paralelos e de direções cristalográficas quase paralelas (BHADESHIA, H. K. D. H. & HONEYCOMBE, 2006). O primeiro modelo de mecanismo da transformação martensítica foi proposto por Bain em 1934 (SMALLMAN; NGAN, 2014), que sugeriu que transformação da austenita em ferrita ocorre por uma deformação compressiva de aproximadamente 17% ao longo de $[001]_{\gamma}$, (eixo C da célula unitária martensítica) e uma expansão uniforme de aproximadamente 12% no plano $(001)_{\gamma}$, vide sequência apresentada na Figura 3.30. A relação de orientação entre a fase parente e fase produto segundo Bain: $[001]_{\gamma} \parallel [001]_{\alpha'}$, $[1\bar{1}0]_{\gamma} \parallel [100]_{\alpha'}$, $[110]_{\gamma} \parallel [010]_{\alpha'}$ é inconsistente com a relação observada, que é irracional. A deformação não é completa e exige um elevado grau de coerência na interface, sem rotação ou distorção, produzindo uma linha invariante de deformação. Este mecanismo apresenta somente três variantes. Na prática, são observadas 24 variantes.

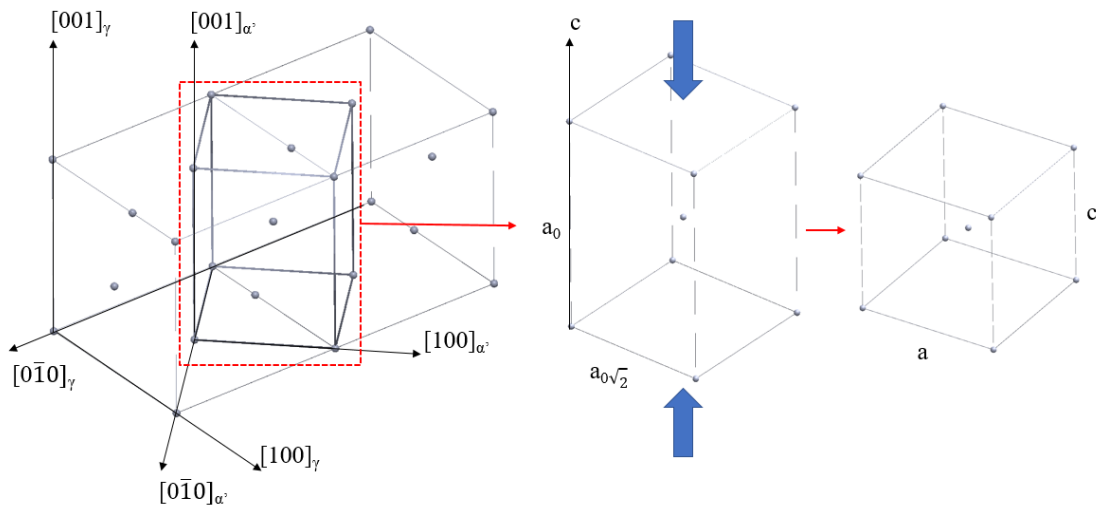


FIGURA 3.30 – Mecanismo de formação martensítica proposto por Bain.
 FONTE: Bhadeshia, H. K. D. H. e Honeycombe (2006) – Figura adaptada.

Considerando as 24 variantes observadas, Kurdjumov e Sachs (apud SMALLMAN; NGAN, 2014) propuseram que a transformação martensítica ocorre em duas etapas de cisalhamento, sendo a primeira ao longo dos elementos $(111)_\gamma[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma$ (macla) e o segundo cisalhamento ao longo dos elementos $(1\bar{1}2)_\alpha[\bar{1}11]_\alpha$ (estrutura CFC e CCC), vide Figura 3.31. Neste mecanismo, a relação de orientação entre as fases parente e produto: $\{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha$ e $\langle 011 \rangle_\gamma \parallel \langle 111 \rangle_\alpha$. Embora as relações de orientação estejam corretamente previstas, as características relacionadas ao plano de hábito e efeitos de alívio, não são previstas no modelo. Para tanto, Greninger e Troiano (1941) propuseram dois diferentes estágios de cisalhamento, em que o primeiro cisalhamento ocorre no plano de hábito irracional, produzindo um efeito de alívio e um segundo cisalhamento ao longo de elementos de maclas em elementos de rede martensítica. Ainda não existe uma teoria ideal geral da cristalografia da transformação de fase

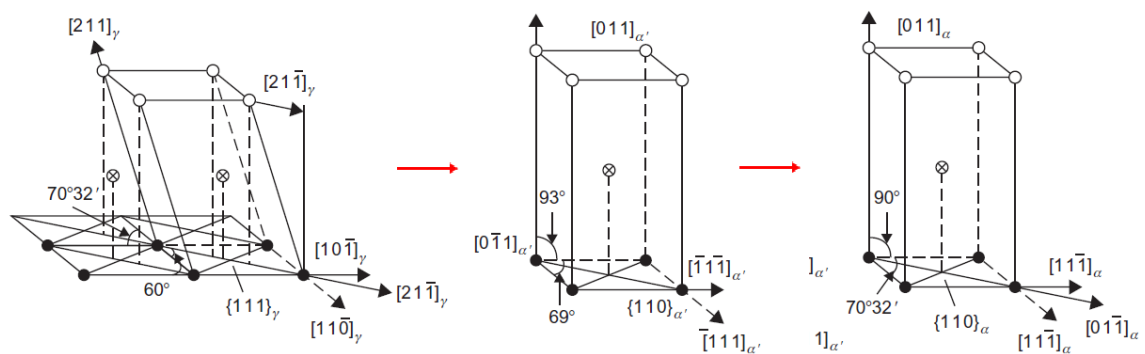


FIGURA 3.31 – Mecanismo de formação martensítica proposto por Kurdjumov e Sachs.
 FONTE: Smallman e Ngan (2014) – Figura adaptada.

martensítica.

A teoria acerca da formação de martensita induzida por deformação plástica indica grandes restrições à ocorrência do fenômeno no processo de roleteamento, principalmente na formação de uma camada superficial de martensita na superfície roleteada. Duas razões justificam estas restrições: a primeira decorre dos baixos níveis de deformação plástica. No trabalho realizado por Mangonon e Thomas (1970), a martensita- ϵ só foi observada após a deformação de 13% enquanto a presença de α' só foi identificada após 50%, ambas deformações realizadas à temperatura ambiente. Estes níveis de deformação são muito elevados e não são aplicáveis ao processo de roleteamento, visto que é um processo de deformação superficial. A outra razão é devido à interface de contato entre esfera, que está realizando a deformação, e a superfície da peça deformada. Skalski *et al.* (1995) criaram um modelo matemático considerando as deformações elásticas e plásticas provenientes da interface de contato entre a esfera e superfície da peça durante o processo de roleteamento. A Figura 3.32(a) representa o modelo simplificado do processo em que “A” é a região de contato entre a esfera e a peça. O fluxo de material deformado é restrito na região “B” devido às forças de atrito e, conseqüentemente, inibe a deformação nesta região, como demonstrado na Figura 3.32(b), que apresenta a relação entre a força de roleteamento (P) com a profundidade deformada plasticamente (δ) para diferentes raios de esfera. Independentemente da condição de roleteamento, todos os valores convergem para um mesmo resultado, indicando que a deformação tende para zero na superfície da peça. Logo, presume-se que não há força motriz para a transformação de fase induzida por deformação plástica. Contudo, algumas pesquisas relataram a transformação de fase em distintos materiais, inclusive na superfície.

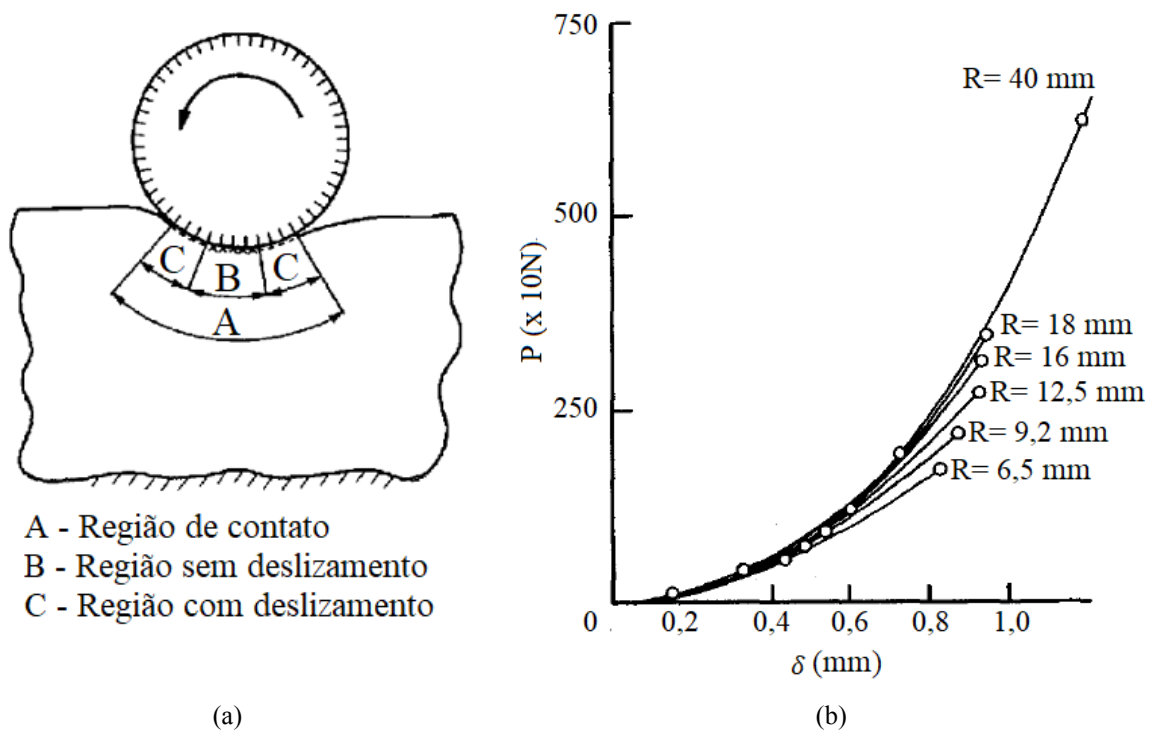


FIGURA 3.32 – Processo de roleteamento: (a) modelo simplificado e (b) relação entre a força e profundidade de roleteamento para diferentes raios de esferas.
 FONTE – Skalski *et al.* (1995) – Figura adaptada.

ABRÃO *et al.* (2014) identificaram e quantificaram a formação de martensita induzida por deformação plástica na superfície do material após o roleteamento do aço AISI 1060 em condições de pressões de roleteamento mais elevadas. Os testes foram realizados em amostras com diferentes tratamentos térmicos e a transformação de fase somente foi observada em amostras submetidas ao tratamento térmico de têmpera seguida de revenimento. Os autores justificaram que uma fração de austenita ficou retida após a têmpera e posteriormente foi transformada por deformação plástica. Nenhum estudo complementar foi realizado para caracterizar as fases, ou a relação entre os parâmetros e a transformação de fase. Altenberger *et al.* (1999) avaliaram o efeito da deformação cíclica e da microestrutura próxima à superfície de amostras de aço inoxidável AISI 304 submetidas aos processos de jateamento de granalha e roleteamento. Foi verificado que o aumento da pressão de roleteamento aumentou a deformação próxima à superfície, induzindo a formação da fase α' , que atingiu uma fração máxima de aproximadamente 25% na superfície, sendo reduzida para 10% a uma profundidade de 200 μm . Os autores relatam que a formação de martensita aumenta a tensão residual de compressão, pois a formação de α' implica em aumento volumétrico e sugerem em sua revisão, baseado no trabalho de Staudhammer *et al.* (1983), que a formação de martensita durante o processo de roleteamento ocorre devido ao estado multiaxial de tensões que ativa múltiplos sistemas de

escorregamento. Deste modo, a probabilidade da formação de bandas de cisalhamento é maior quando comparado ao estado uniaxial de tensão e, conseqüentemente, mais sítios para nucleação da martensita são criados. Resultados similares foram obtidos por Nikitin e Altenberger (2007) após o roleteamento do aço inoxidável austenítico AISI 304 por com força constante de 0,5 kN. A fração de martensita encontrada foi de 5% a uma profundidade de 50 μm . Além da martensita, foram observadas micro bandas de maclas.

A martensita pode contribuir positivamente ou negativamente para o desempenho do material, dependendo de sua aplicação. Wang et al. (2020) mencionam que a martensita- α' diminui a resistência à corrosão aquosa, reduz a ductilidade e é prejudicial à nitretação sob baixa temperatura. Briant e Ritter (1980) demonstraram que a deformação plástica reduziu o tempo necessário para a sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 316 e o AISI 304 em temperaturas abaixo de 600 °C, mas o efeito foi mais acelerado no aço AISI 304, pois neste material a deformação plástica induziu a formação de martensita- α' . Os autores atribuíram esse efeito à maior facilidade de difusão do cromo e do carbono na rede tetragonal de corpo centrado (martensita) do que na rede cúbica de face centrada (austenita), reduzindo a temperatura para a precipitação dos carbonetos de cromo e, como consequência, produzindo corrosão transgranular.

Os resultados da pesquisa realizada por Eliezer et al (1979) sugerem que a trinca induzida por hidrogênio requer a formação de martensita- α' induzida por tensão no aço inoxidável AISI 304. Segundos os autores, a difusividade do hidrogênio na rede CCC à temperatura ambiente é maior que da rede CFC. Dessa forma, a martensita que se forma à frente da trinca pode favorecer a difusão do hidrogênio. Este resultado é compatível com a velocidade de propagação da trinca observada no modo de falha de crescimento lento de trincas (*low crack growth*, SCG). Os autores concluem que a formação da martensita- α' induz a perda da ductilidade dos aços austeníticos.

Em contrapartida, a formação de martensita induzida por deformação plástica tem papel fundamental no aumento de resistência dos aços inoxidáveis austeníticos. Além da tensão de fluxo da martensita ser maior que a da austenita, aquela ainda apresenta uma maior tensão de escoamento e é fundamental para manter a estabilidade contra a estrição do material (SPENCER et al., 2004).

Embora os trabalhos associem a transformação de fase com o aumento da pressão de roleteamento, nenhum dos estudos correlacionam a transformação de fase com o estado de tensão e de deformação em função dos parâmetros de roleteamento ou até mesmo a influência dos parâmetros sobre a formação da martensita induzida por deformação plástica. Também não

foi encontrada nenhuma publicação que apresente possíveis combinações entre os parâmetros que aponte uma tendência à sequência de transformação $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$.

3.4 Técnicas avançadas de caracterização topográfica para superfícies roleteadas

Os métodos e instrumentos para análise da integridade superficial evoluem com os avanços dos processos de manufatura e computacional. O avanço das técnicas de fabricação, como a usinagem com multieixos, manufatura aditiva, usinagem a laser, bombardeamento de íon, etc., são capazes de produzir superfícies de engenharia complexas, inclusive com padrões nanométricos. Portanto, a geometria de uma superfície pode ser projetada de acordo com uma determinada demanda. Essas são chamadas de superfícies de engenharia e podem ser definidas como àquelas que possuem alguma funcionalidade, com propriedades bem definidas, e aplicações específicas, como a hidrofóbica (que repelem a água) ou biomimética, que é a réplica de padrões observados na natureza para a obtenção de uma propriedade específica, como a reprodução da textura da pele do tubarão para aplicação hidrostática em sistemas mecânicos (ROSA et al., 2019). Propriedades óticas, cuja direção da reflexão da luz depende da textura superficial produzida (DONG, 2012) ou propriedades de molhabilidade, como as superfícies projetadas para reduzir o desgaste provocado pelo atrito entre o par tribológico, em condições de lubrificação, cuja retenção do fluido depende de parâmetros superficiais como a rugosidade e a textura superficial (EDACHERY; R; KAILAS, 2021).

As superfícies de engenharia, como aquelas produzidas pelo processo de roleteamento, requerem análises mais aprofundadas que podem ser incorporadas as análises tradicionais. Estas técnicas de caracterização superficial permitem, por exemplo, identificar padrões de direcionalidade e isotropia de textura superficial, como a análise por meio da transformada de Fourier, empregada por Zahouani et al. (2001), demonstrando a importância da direcionalidade da textura superficial no fluxo e retenção de fluidos na superfície, em sistemas lubrificados, para um melhor desempenho tribológico. A quantificação da frequência dos padrões superficiais, ou distúrbios nos perfis de rugosidade, como aqueles gerados pela vibração mecânica durante o processo de fabricação, podem ser caracterizados pela densidade espectral de potência (PSD), conforme reportado por GRZESIK et al. (2014). Ao comparar as superfícies obtida pelas operações de torneamento e retificação do aço 41Cr4 (equivalente ao AISI 5140), os autores identificaram uma grande estabilidade no corte durante o torneamento, com periodicidade de frequência equivalente ao avanço por revolução da ferramenta, enquanto

a superfície retificada apresentou muitos distúrbios superficiais, sendo uma consequência tanto da cinética do processo quanto do efeito tribológico, como os gerados pela vibração mecânica.

A inviabilidade de produzir superfícies com características caóticas, como àquelas produzidas pelos processos de fabricação convencional, requer um método de caracterização que correlacione os parâmetros de caracterização topográfico ao desempenho das superfícies e de seus processos de fabricação. A análise fractal sensível a escala possibilita esta interação e seus parâmetros podem ser aplicados na determinação de produtos e processos (BROWN, 1994). A análise fractal sensível aplicada a superfícies torneadas permitiu identificar o valor do avanço por revolução da ferramenta por meio do parâmetro de mínimo local, a partir do qual a superfície assume características euclidianas. Adicionalmente, foi possível identificar a complexidade das características topográficas formadas em função dos avanços, diferenciando as características dos padrões topográfico em função da escala (BROWN et al., 1996).

A análise superficial por decomposição de ondeletas é adequada para identificar a contribuição dinâmica dos processos de fabricação, em várias escalas, causadas por distintos fenômenos físicos que ocorrem durante o processo em diferentes localizações no tempo, espaço e frequência (MEZGHANI, 2018). Este tipo de análise permite investigar, por exemplo, a modificação da topografia superficial, provocada pela operação de retificação, em uma ampla faixa de escalas de rugosidade e ondulação, resultando na alteração da funcionalidade da superfície (ZAHOUANI et al., 2008).

A influência da rugosidade sobre a vida em fadiga de materiais como o aço inoxidável austenítico AISI 304 é controversa. Em elevadas temperaturas, por exemplo, a iniciação da trinca ocorre preferencialmente nos contornos de grãos, devido à sensibilidade do comportamento mecânico desse material nessa condição. Contudo, pesquisas mostraram que a rugosidade tem um papel fundamental na nucleação das trincas e, conseqüentemente, na vida em fadiga. A redução do tamanho de grão, baixas temperaturas e regime de baixo ciclo de fadiga são condições que favorecem a ocorrência da nucleação da trinca nos sulcos da rugosidade, como reportado por Lee e Nam (1990). O roleteamento atende a essas condições, uma vez que promove o refinamento dos grãos em regiões próximas da superfície (NAGARAJAN et al., 2018) e a maior aplicabilidade dos produtos roleteados é sob baixas temperaturas, pois elevadas temperaturas favorecem os mecanismos que promovem a recuperação e a recristalização do material, aliviando as tensões residuais compressivas, fundamentais para o aumento da vida sob fadiga obtida pelos tratamentos superficiais mecânicos. Maiya e Busch (MAIYA; BUSCH, 1975) demonstraram que, mesmo em alta temperatura, a rugosidade e a direcionalidade dos perfis influenciam significativamente a vida

sob fadiga. Os testes de fadiga do aço inoxidável austenítico AISI 304 foram realizados em uma máquina com controle de deformação axial a 593 °C. Os resultados mostraram que o aumento da rugosidade diminui a vida sob fadiga e que os sulcos de rugosidade alinhados paralelamente à direção de aplicação da carga, apresentam maior vida em fadiga quando comparado ao alinhamento do sulco em direção perpendicular. Para exemplificar, esse aumento de vida em fadiga foi de aproximadamente 60 % para uma superfície com $R_q = 0.2 \mu\text{m}$.

4 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Este capítulo está dividido em três partes. A primeira apresenta a descrição dos materiais utilizados, a segunda descreve os equipamentos e *softwares* utilizados e a terceira refere-se à metodologia aplicada à pesquisa. O fluxograma apresentado na Figura 4.1 resume as etapas das atividades realizadas na execução do experimento na primeira etapa do trabalho, que se inicia com o projeto e a fabricação do cabeçote de roleteamento e dos dispositivos que auxiliam na execução dos testes e ensaios, fabricação, preparação e roleteamento das amostras, ensaios e simulação numérica das amostras de aço inoxidável austenítico ABNT 304.

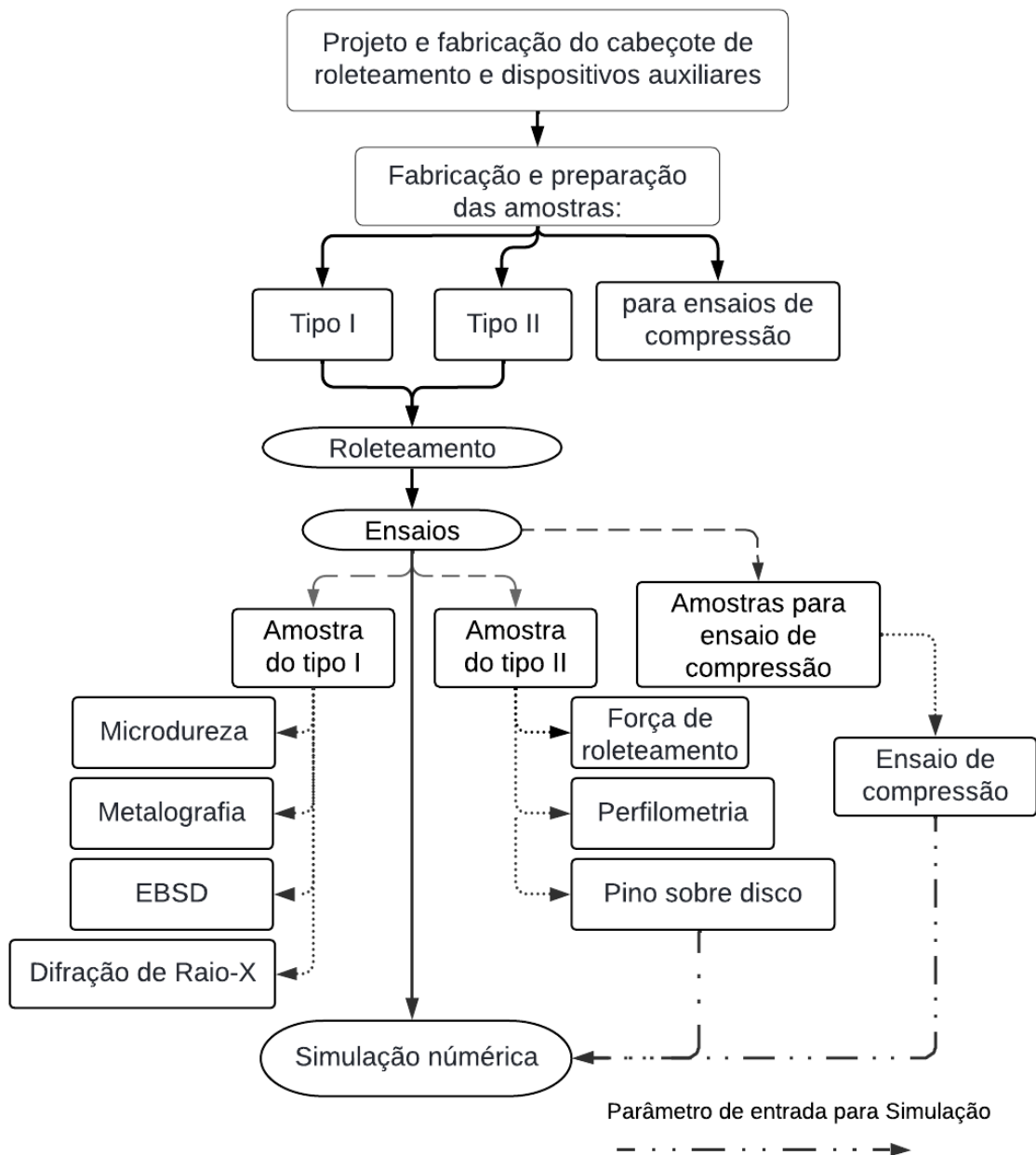


FIGURA 4.1 - Fluxograma do experimento
 FONTE – Elaborado pelo autor, 2020

4.1 Materiais

O cabeçote de roleteamento foi fabricado em aço ABNT 4340 e os dispositivos auxiliares em liga de alumínio 6262. As amostras para o teste de roleteamento foram fabricadas em aço inoxidável austenítico ABNT 304, que possui estrutura austenítica. A composição química dos principais elementos está apresentada na Tabela 4.1. O material foi comercializado na forma de placas com dimensões de 150 x 100 x 32 mm. Foram usinadas 90 amostras do tipo I (Figura 4.3), utilizadas nos ensaios de microdureza, metalografia e EBSD e 45 amostras (totalizando 90 superfícies, 45_{superior} + 45_{inferior}) do tipo II (Figura 4.2), utilizadas nos ensaios de pino sobre disco, perfilometria por contato e difração de raios-X.

TABELA 4.1: Composição química do aço inoxidável austenítico 304.

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	N	Mo
0,0310	1,8339	0,0351	0,0225	0,4217	8,2724	18,1507	0,1115	0,6253

FONTE: Elaborada pelo autor, 2022

O parâmetro M_{D30} (°C) foi calculado a partir da Equação 3.19, utilizando os elementos químicos da Tabela 4.1. A temperatura de início de transformação martensítica para uma deformação verdadeira de 30% foi de -10,4 °C.

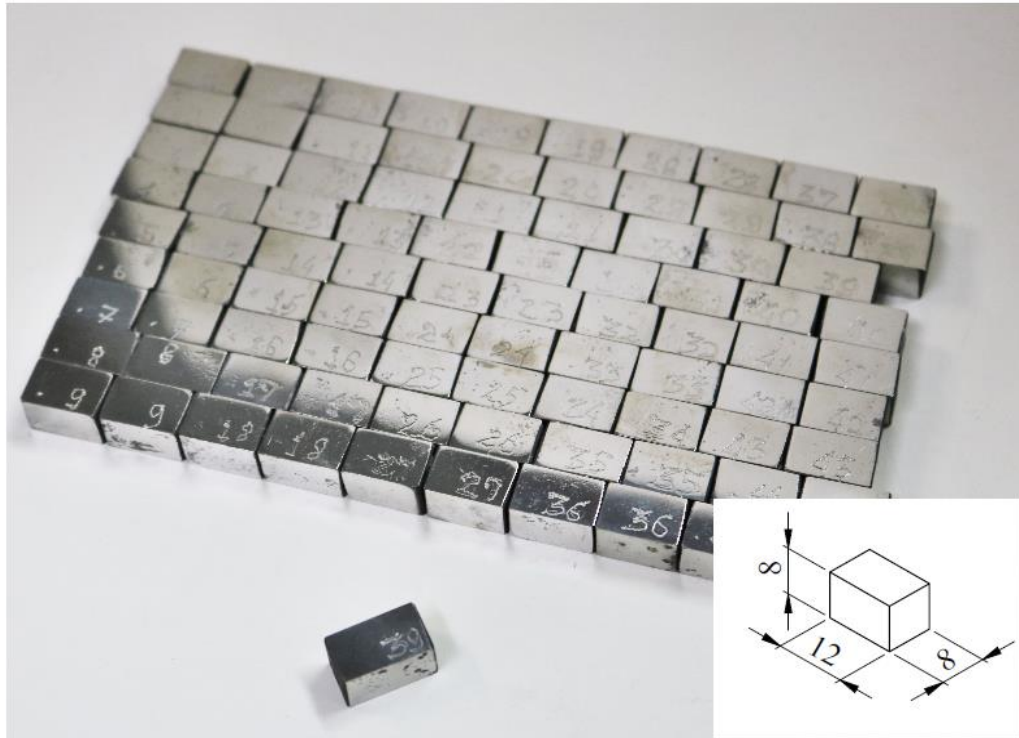


FIGURA 4.2 – Amostras do tipo I
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

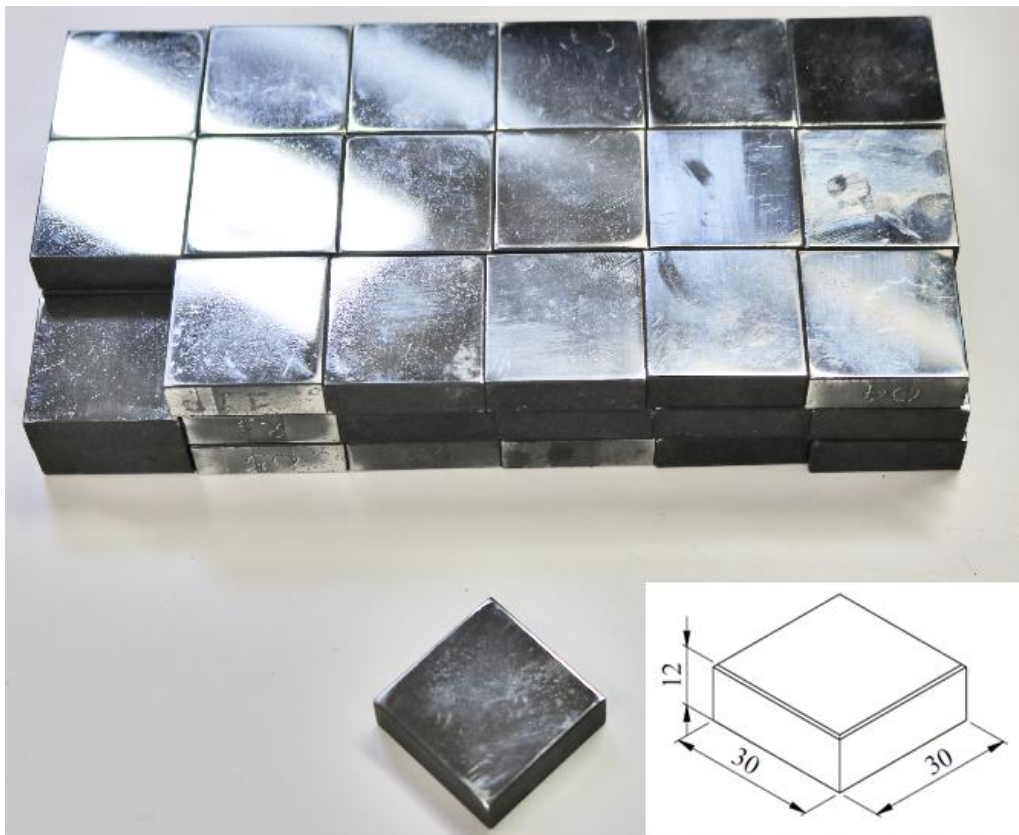


FIGURA 4.3 - Amostras do tipo II
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

4.2 Configuração experimental dos testes de roleteamento

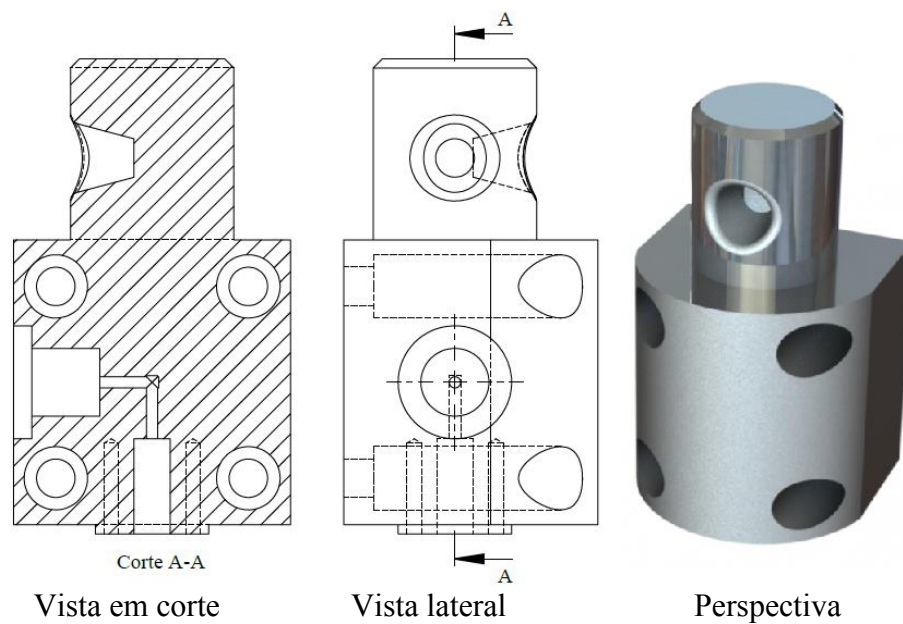
Inicialmente as amostras dos tipos I e II foram fresadas conforme as dimensões indicadas nas Figuras 4.2 e 4.3, respectivamente. Posteriormente, as amostras foram lixadas com carbetos de silício com granulometria na seguinte ordem: 180, 220, 320, 400, 600 e 1200, com o objetivo de diminuir a rugosidade superficial. Em seguida, as amostras foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização, em um forno Mufla Magnus 200F DM (temperatura máxima de 1200°) à temperatura de 1060 ° C e tempo de encharque de uma hora. O tratamento térmico foi finalizado com o resfriamento das amostras em água a temperatura ambiente (CARNEIRO, 2014). Esse tratamento térmico tem a finalidade de manter o carbono em solução sólida à temperatura ambiente, inibindo a formação de carbonetos nos contornos de grãos, como mencionado na seção 3.1.

Após o tratamento de solubilização, as amostras foram novamente lixadas, com lixa grana 1200 e aplicação de baixa intensidade de carga a fim de evitar a formação de martensita induzida por deformação plástica na superfície do material. Posteriormente, as amostras foram polidas com alumina com granulometria de 3µm seguida de pasta de diamante com granulometria de ¼ µm para remoção de uma possível camada transformada.

A ferramenta comercial hidrostática Ecoroll modelo HG6-20 com três esferas (diâmetro de 6 mm), disponível no Laboratório de Usinagem e Automação, é aplicável somente a superfícies cilíndricas com diâmetro entre 3 e 12,5 mm, como ilustrado na Figura 4.4a. Para realizar a operação de roleteamento de uma superfície plana foi necessária uma adaptação no equipamento. Para tanto, foi projetado um cabeçote para o acoplamento da ferramenta de roleteamento à máquina-ferramenta. O cabeçote de roleteamento foi projeto utilizando-se o *software Solidworks* (versão 2016) e construído empregando-se o torno CNC ROMI Centur 30S e o centro de usinagem ROMI Discovery 560. O objetivo é desenvolver um cabeçote mais versátil que possa ser acoplado tanto em um torno como em um centro de usinagem. O detalhamento do cabeçote está apresentado na Figura 4.4b.



(a)

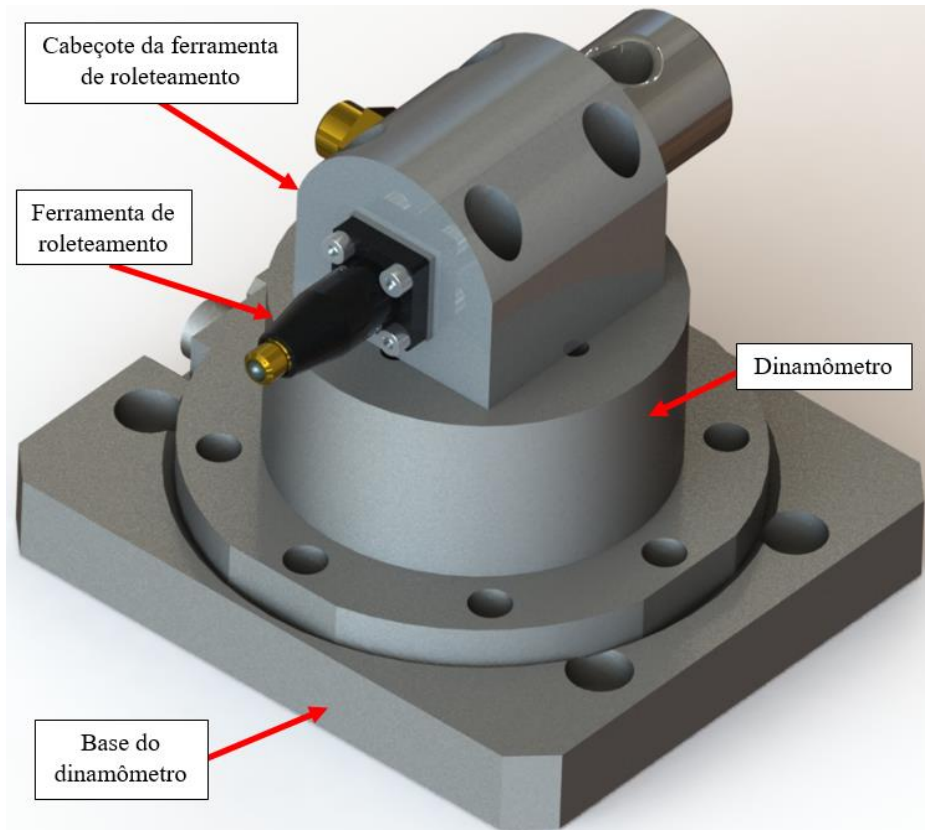


(b)

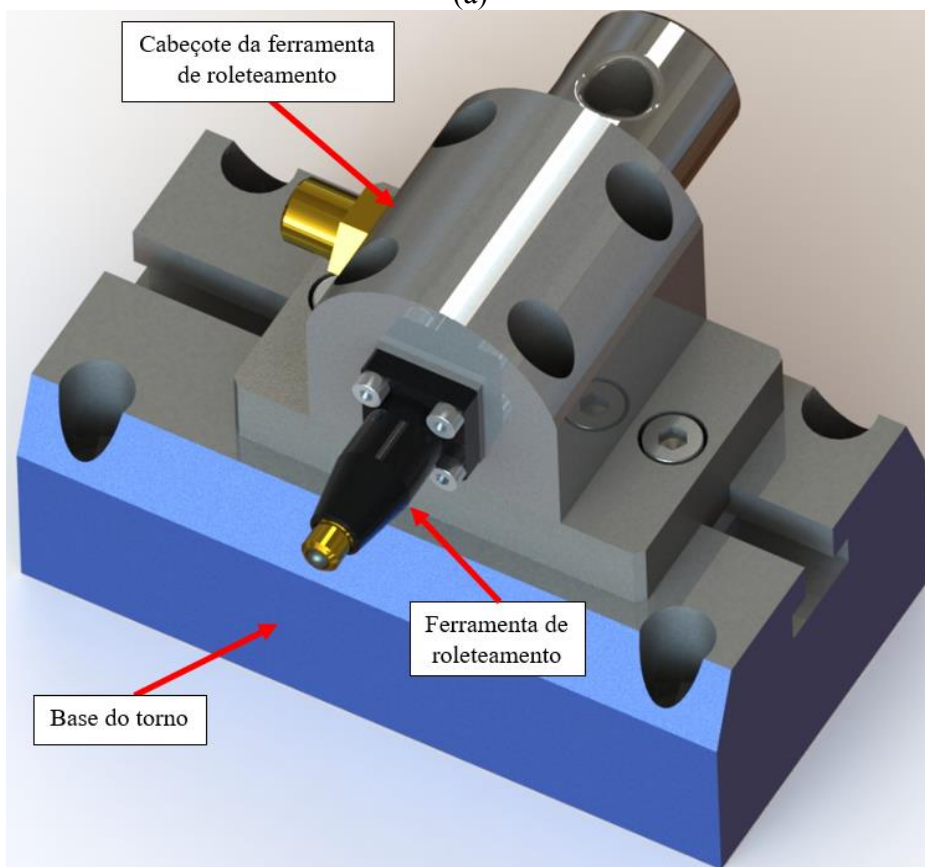
FIGURA 4.4 – (a) Roleteamento de superfície cilíndrica com a ferramenta Ecoroll modelo HG6-20 e (b) projeto do cabeçote de roleteamento.

FONTES – (a) MARTINS, 2019 e (b-d) elaborada pelo autor, 2020

Ao ser montado sobre o dinamômetro (Figura 4.5a), o cabeçote de roleteamento permite o roleteamento de amostras com o diâmetro máximo de 200 mm. Quando fixado diretamente no carro do torno (vide Figura 4.5b), permite o roleteamento de amostras com diâmetro máximo de 300 mm.



(a)



(b)

FIGURA 4.5 – Projeto do conjunto de roleteamento montado (a) no dinamômetro e (b) na base do torno

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

No centro de usinagem, o cabeçote de roleteamento é acoplado ao porta-ferramenta (cone BT40) de forma similar a uma fresa. A Figura 4.6a ilustra o projeto do conjunto de roleteamento e a Figura 4.6b apresenta o conjunto fabricado, ambos com a identificação de seus componentes. Ressalta-se que o movimento de giro do cabeçote do centro de usinagem é completamente inibido durante o roleteamento utilizando este conjunto.

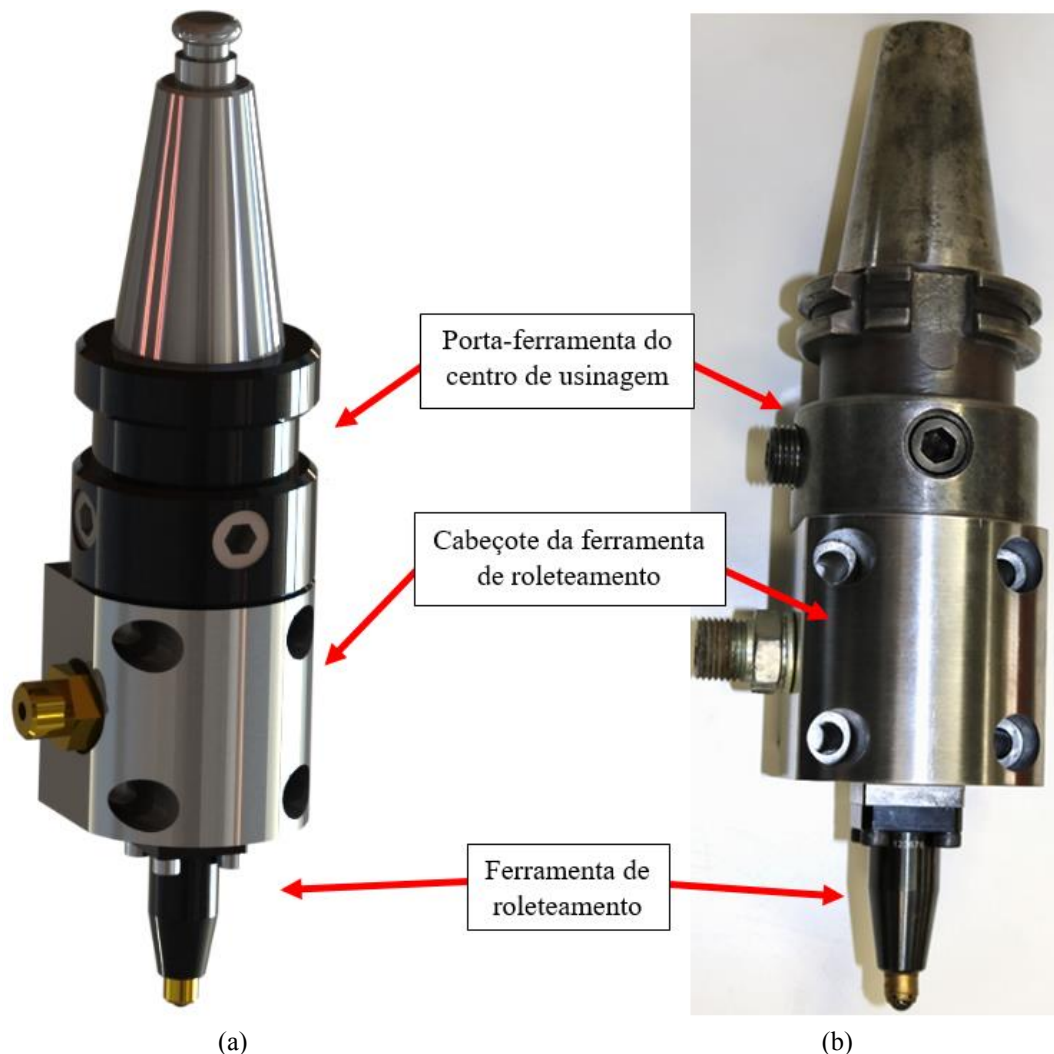
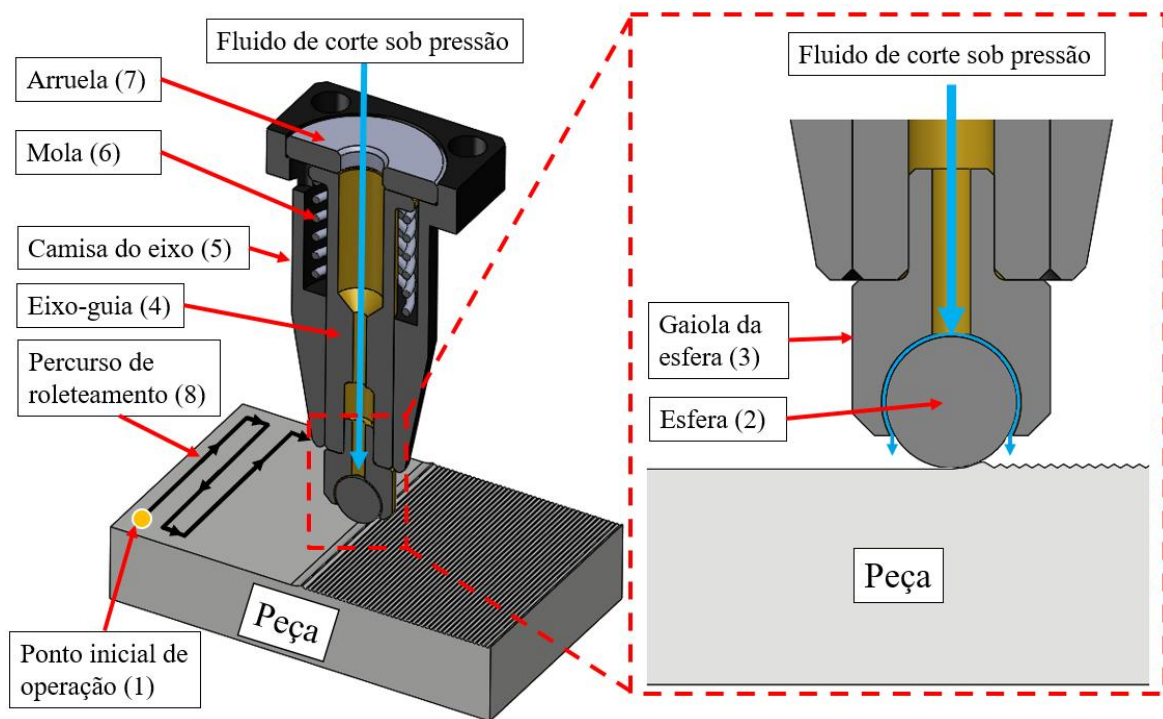
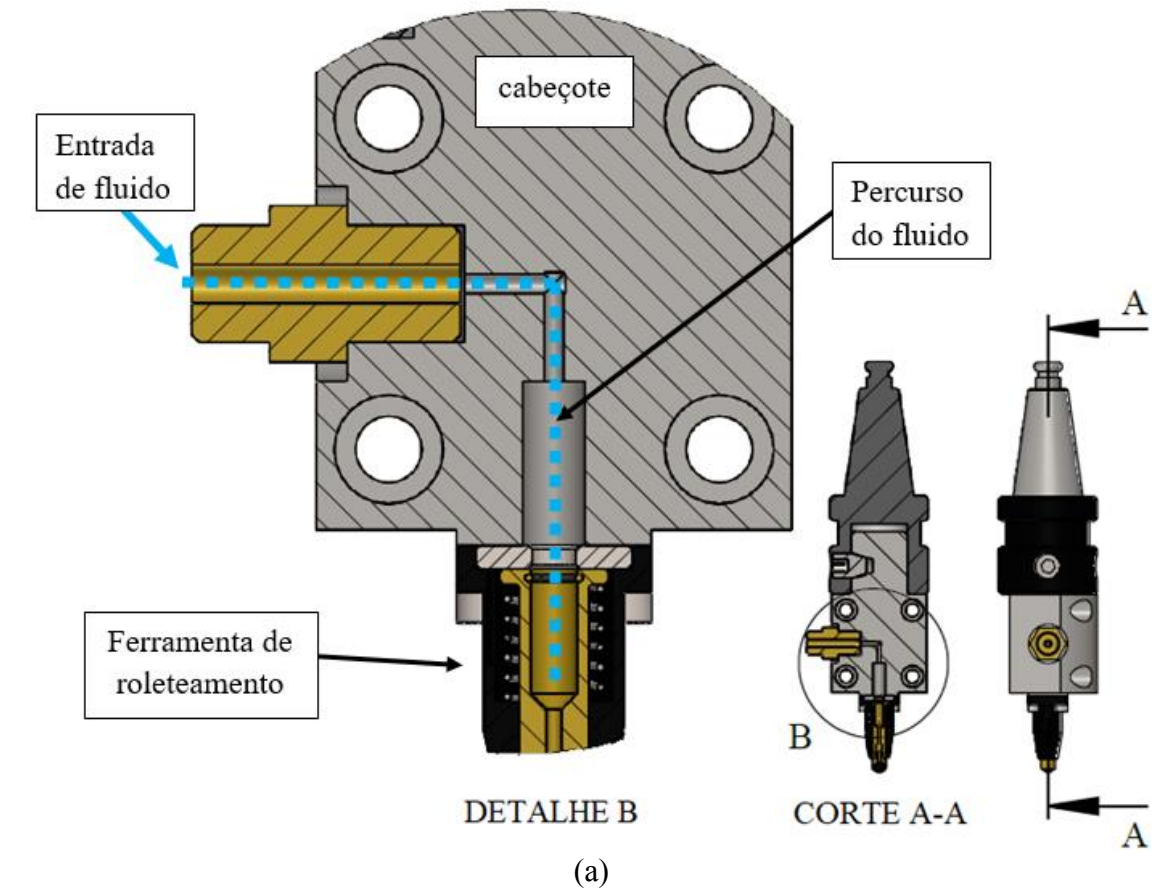


FIGURA 4.6 – Conjunto de roleteamento para superfícies planas: (a) projeto e (B) conjunto finalizado.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

A Figura 4.7a apresenta o desenho com vista em corte total (A-A) e o detalhamento (B) dos canais no interior do cabeçote de roleteamento. A linha tracejada em azul indica o fluxo do fluido, partido do cabeçote até atingir a ferramenta de roleteamento, que é acionada pela pressão do fluido. O fluido empregado no acionamento desta esfera na operação de roleteamento foi o Petronas Mecafluid S3000 com concentração de 10% diluído em água. A Figura 4.7b representa a vista em corte da ferramenta de roleteamento, indicando seus principais componentes e exemplificando seu funcionamento.



(b)

FIGURA 4.7 – Projeto de conjunto de roleteamento para superfícies planas: (a) detalhamento interno e (b) principais componentes e funcionamento.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

A ferramenta de roleteamento é composta por um conjunto móvel e outro fixo. O conjunto móvel é constituído por uma esfera (2) que é fixada em uma gaiola (3), que por sua vez, é fixada em um eixo-guia (4) e o conjunto fixo contém uma camisa de eixo (5), uma mola (6) e uma arruela (7). A princípio, a ferramenta (fixada no cabeçote da máquina) é posicionada no ponto inicial de operação (1). Neste ponto, a esfera fica posicionada acima da superfície da peça (sem contato). A ação hidrostática é o princípio de trabalho do dispositivo. Esta ação é realizada pelo fluido que é recalcado para o interior do dispositivo por uma bomba de alta pressão, que pressiona a esfera (2), promovendo o deslocamento de todo conjunto móvel, guiado através de um furo fabricado da camisa do eixo (5). Este deslocamento resulta na deformação superficial e subsuperficial da peça pela ação da esfera (2). A intensidade de deformação depende da pressão aplicada ao fluido, do material da peça e da área de contato entre a esfera e a superfície deformada. Após a deformação inicial da esfera, no ponto inicial de operação (1), a pressão é mantida e inicia-se o percurso de roleteamento (8), que é o movimento relativo entre a peça e a ferramenta de roleteamento.

A ação da pressão hidrostática do fluido sobre a esfera, associada ao percurso de roleteamento, promove a deformação contínua da superfície e subsuperfície da peça, induzindo tensões residuais de compressão e reduzindo a rugosidade superficial, pois os picos de rugosidade são comprimidos pela esfera e o fluxo de material deformado preenche o vale de rugosidade deixados pelas operações de usinagem antecedentes. Embora a esfera (2) esteja fixada na gaiola (3), não existe contato entre ambas durante o roleteamento, pois o fluido preenche a folga existente entre elas, desta forma, o desgaste da gaiola é reduzido consideravelmente. O fluido também diminui o atrito entre a esfera e a peça, promovendo uma melhor qualidade superficial da peça roleteada. Ao final da operação a pressão do fluido é interrompida e a mola (6) atua sobre o eixo guia (4), retornando todo conjunto móvel para sua posição inicial, apoiando o eixo guia (4) na arruela (7), eliminado assim o contato entre a esfera e a peça.

O percurso de roleteamento (8) está ilustrado na Figura 4.8. A ferramenta inicia o ciclo no ponto 1, segue para o ponto 2 (direção de roleteamento, no eixo Y), desloca-se com um avanço de sobrepasso para o ponto 3 (direção de avanço, no eixo X), desloca-se para o ponto 4 (direção de roleteamento no eixo Y) e fecha o ciclo com novo avanço de sobrepasso para o ponto 5 (direção de avanço, no eixo X). O ciclo se repete por toda extensão do corpo de prova, até o final, quando a pressão imposta à ferramenta é interrompida. Para as condições em que se tem 3 e 5 passes, a ferramenta retorna para o ponto 1 e inicia o percurso novamente.

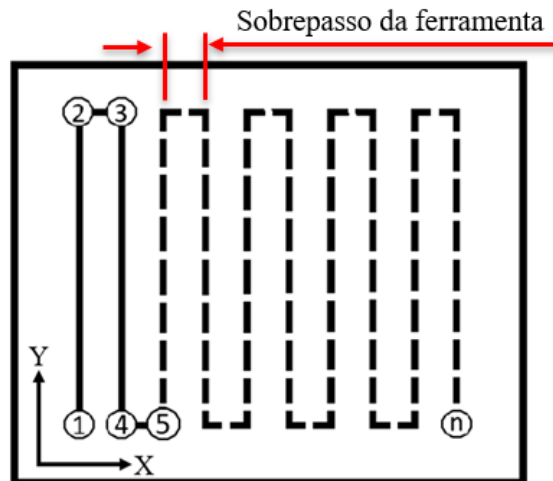


FIGURA 4.8 – Trajetória da ferramenta de roleteamento.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

Os testes de roleteamento foram realizados em um centro de usinagem ROMI Discovery 560 com potência de 9 kW e sem movimento de giro do eixo principal. Os parâmetros variados nos testes de roleteamento foram a pressão [bar], velocidade de avanço [mm/min] e o número de passes de roleteamento (Tabela 4.2). A pressão de roleteamento (P_r) foi variada em quatro níveis: 160, 240, 320 e 400 bar, sempre com um incremento de 80 bar. A velocidade de roleteamento (V_r) foi variada em três níveis: 10^2 , 10^3 e 10^4 mm/min. Estes níveis foram determinados de modo a se obter variações de uma ordem de grandeza na taxa de deformação (10^{-2} , 10^{-1} e 1 s $^{-1}$). O número de passes de roleteamento (n) foi variado em três níveis (um, três e cinco). Para a determinação do sobrepasso da ferramenta de roleteamento (distância entre duas trajetórias de roleteamento), foi considerado o efeito do fator de sobreposição. Pesquisas (BASAK; GOKTAS, 2009; EL-AXIR; IBRAHIM, 2005; HASSAN, 1996; ZHANG; BUGTAI; MARINESCU, 2015) apontam que a redução do sobrepasso eleva o fator de sobreposição, reduzindo consideravelmente a altura máxima do perfil (R_z). O valor do sobrepasso foi de 0,1 mm, com o fator de sobreposição de 99%, calculado de acordo com Denkena *et al.* (2020). Os fatores e níveis testados geraram 45 combinações possíveis de testes de roleteamento, com acréscimo de uma réplica para cada condição, totalizando 90 testes.

TABELA 4.2: Planejamento fatorial dos testes

Ordem dos testes	Pressão (Pr) [bar]	Velocidade de roleteamento (Vr) [mm/min]	Nº de passes de roleteamento (n)
1			1
2		10^2	3
3			5
4			1
5	160	10^3	3
6			5
7			1
8		10^4	3
9			5
10			1
11		10^2	3
12			5
13			1
14	240	10^3	3
15			5
16			1
17		10^4	3
18			5
19			1
20		10^2	3
21			5
22			1
23	320	10^3	3
24			5
25			1
26		10^4	3
27			5
28			1
29		10^2	3
30			5
31			1
32	400	10^3	3
33			5
34			1
35		10^4	3
36			5

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

A Figura 4.9 apresenta a configuração experimental do processo de roleteamento das amostras do tipo I. O centro de usinagem possui um reservatório de fluido localizado na parte posterior da máquina. Foi ligada uma mangueira no ponto de recalque de fluido do centro de usinagem com a finalidade de captar o fluido do reservatório e preencher o reservatório da bomba de baixa pressão apresentado na imagem. A bomba de baixa pressão succiona o fluido deste reservatório e o recalca para a bomba de alta pressão, que por sua vez eleva a pressão e recalca o fluido para o interior do cabeçote, acionando a ferramenta de roleteamento. Executa-se então o programa do CNC (código-G) que contém as coordenadas do percurso de roleteamento.

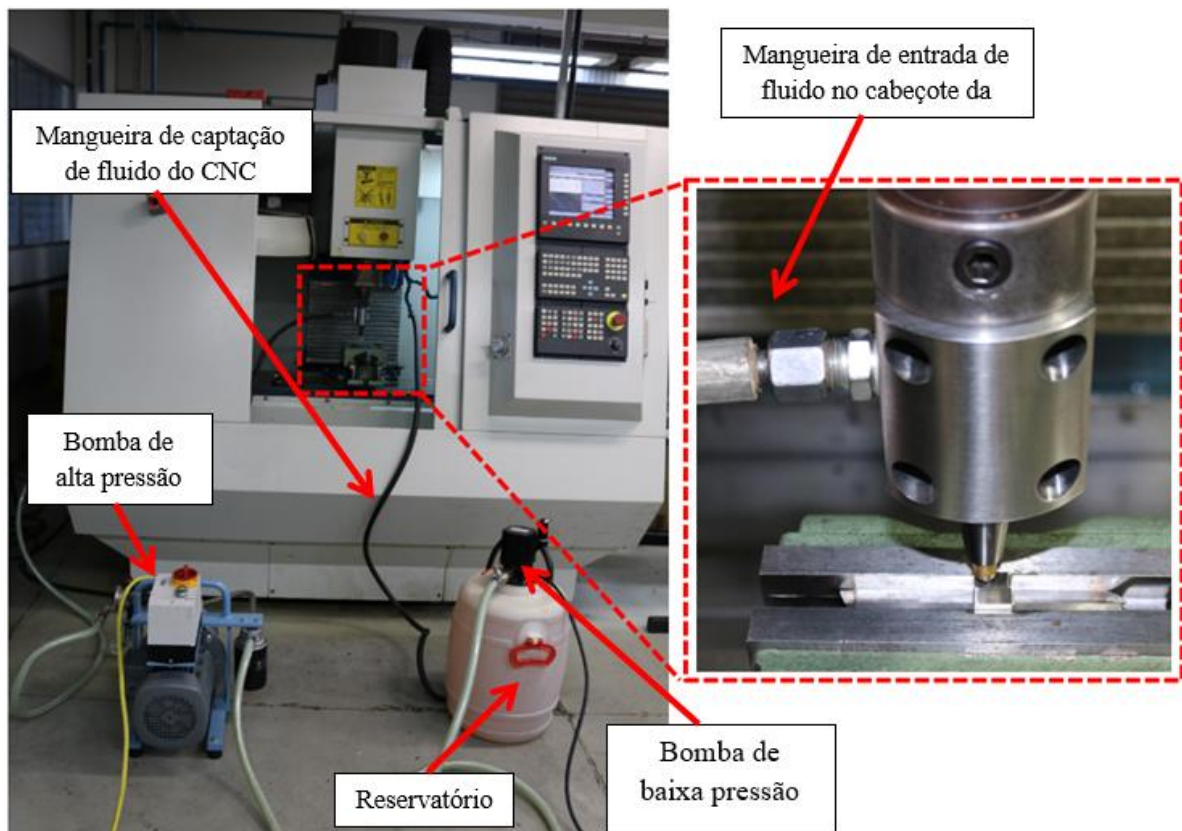


FIGURA 4.9 - Configuração do roleteamento das amostras do tipo II
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

As amostras do tipo I foram roleteadas em pares, como indicado na Figura 4.10. Na continuidade deste trabalho, a análise microestrutural e medição da microdureza serão realizadas na seção transversal destas amostras, portanto, esta configuração permite separar as amostras, deixando a seção transversal livre, sem a necessidade de serem separadas por usinagem ou outro processo de corte ao final do roleteamento, evitando assim a influência destes processos sobre o resultado final.

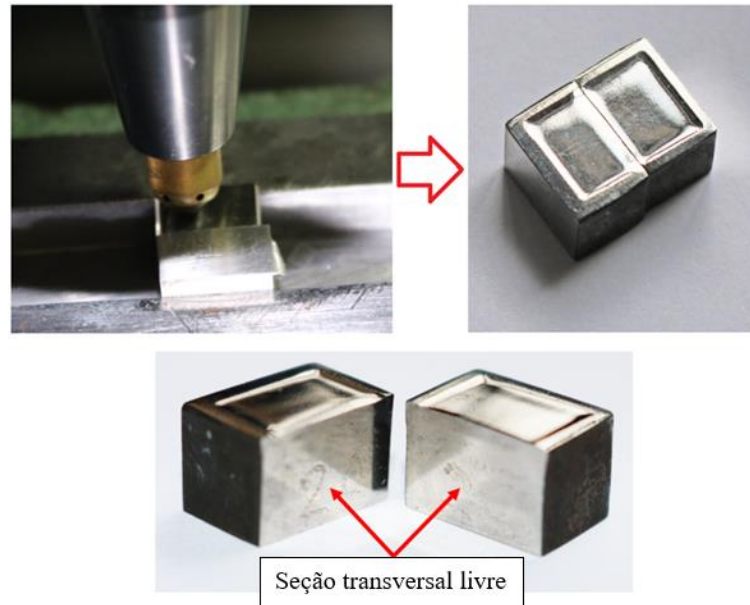


FIGURA 4.10 - Roleteamento das amostras Tipo I
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

4.3 Ensaios de caracterização

Nesta seção, serão apresentados os ensaios utilizados para caracterizar o processo de roleteamento.

4.3.1 Ensaios de microscopia eletrônica de varredura

A imagem da esfera (Figura 4.11a) foi obtida por meio do microscópio eletrônico de varredura JEOL modelo JSM-IT300, que possui um detector de espectroscopia de energia dispersiva Oxford Instruments modelo X-Max^N e forneceu a composição química da esfera (Figura 4.11b). A esfera de roleteamento é fabricada de material cerâmico, cuja composição é composta por nitrogênio, silício, alumínio e titânio, que sugere uma cerâmica a base de nitretos.

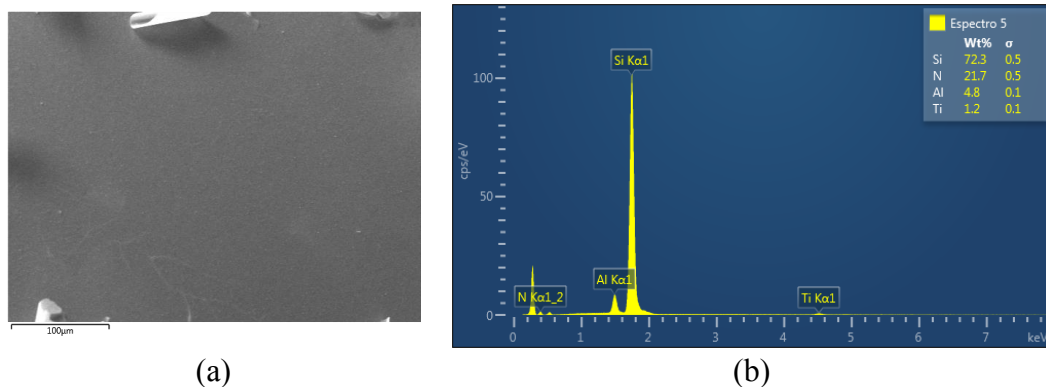


FIGURA 4.11 – Imagem da superfície e EDS da esfera
 FONTE - Elaborada pelo autor, 2020

4.3.2 Força de roleteamento

Os sinais de tensão elétrica para obtenção das forças de roleteamento foram obtidos durante o roleteamento das amostras do tipo II. Para realizar esta operação foi necessário fabricar um dispositivo auxiliar para fixar as amostras, como ilustrado na Figura 4.12.

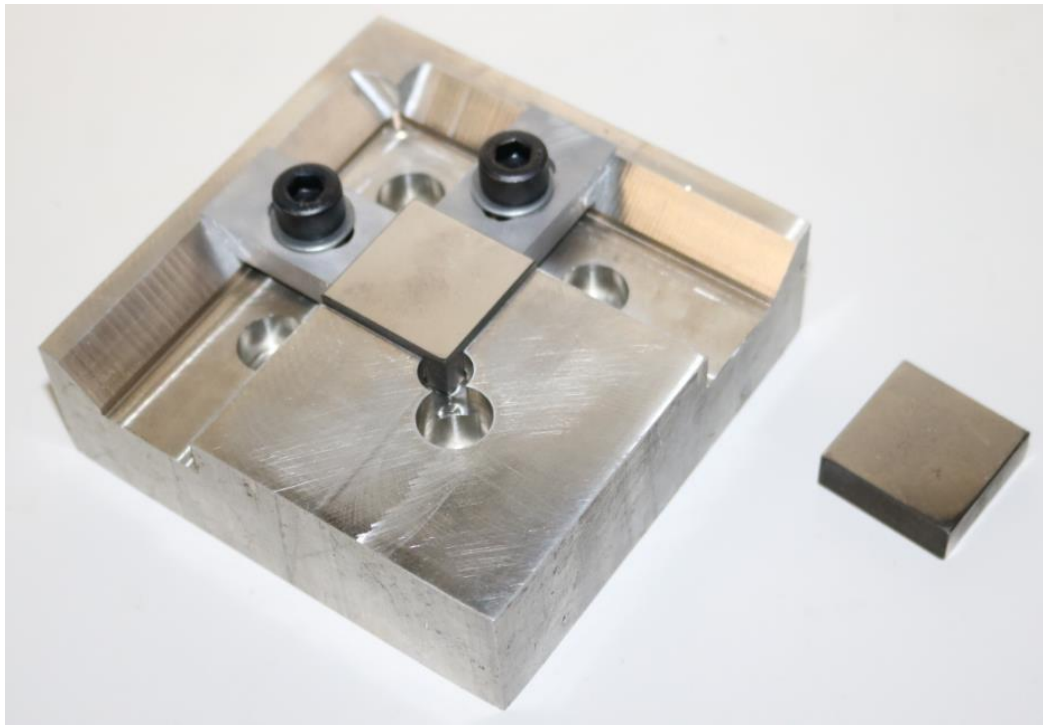


FIGURA 4.12 - Dispositivo auxiliar para fixação das amostras Tipo II.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

Nesta configuração, a amostra é fixada no dispositivo auxiliar, que por sua vez está fixado no dinamômetro Kistler modelo 9272 (Figura 4.13). Ao final do processo de roleteamento foram captados os dados de tensão e tratados pelo *software* NI LabView SignalExpress 2013.

Foram obtidos três gráficos de tensão elétrica versus tempo, como exemplificado na Figura 4.14, para cada condição de roleteamento e realizadas dez medições da variação da tensão (Dy) em diferentes amplitudes entre os picos e os vales (linhas vermelhas longitudinais da Figura 4.14) e calculada a média entre as amplitudes das tensões. Os gráficos das tensões elétricas são apresentados no apêndice A. O valor médio das tensões elétricas (V) foi multiplicado por uma constante (N/V) cujo valor, fornecido pelo *software*, depende da intensidade de tensão aplicado ao corpo de prova durante o processo. Deste modo, tem-se a conversão da tensão elétrica (V) em força normal de roleteamento (N). Posteriormente, foi realizado tratamento estatístico, por meio de análise de variância com teste de Tukey, para

comparar a média entre os dados de cada parâmetro testado. Os gráficos de tensão elétrica versus tempos para todas as condições estão dispostos no Apêndice A e as tabelas com os valores da amplitude das tensões, médias e força estão localizadas no Apêndice B.

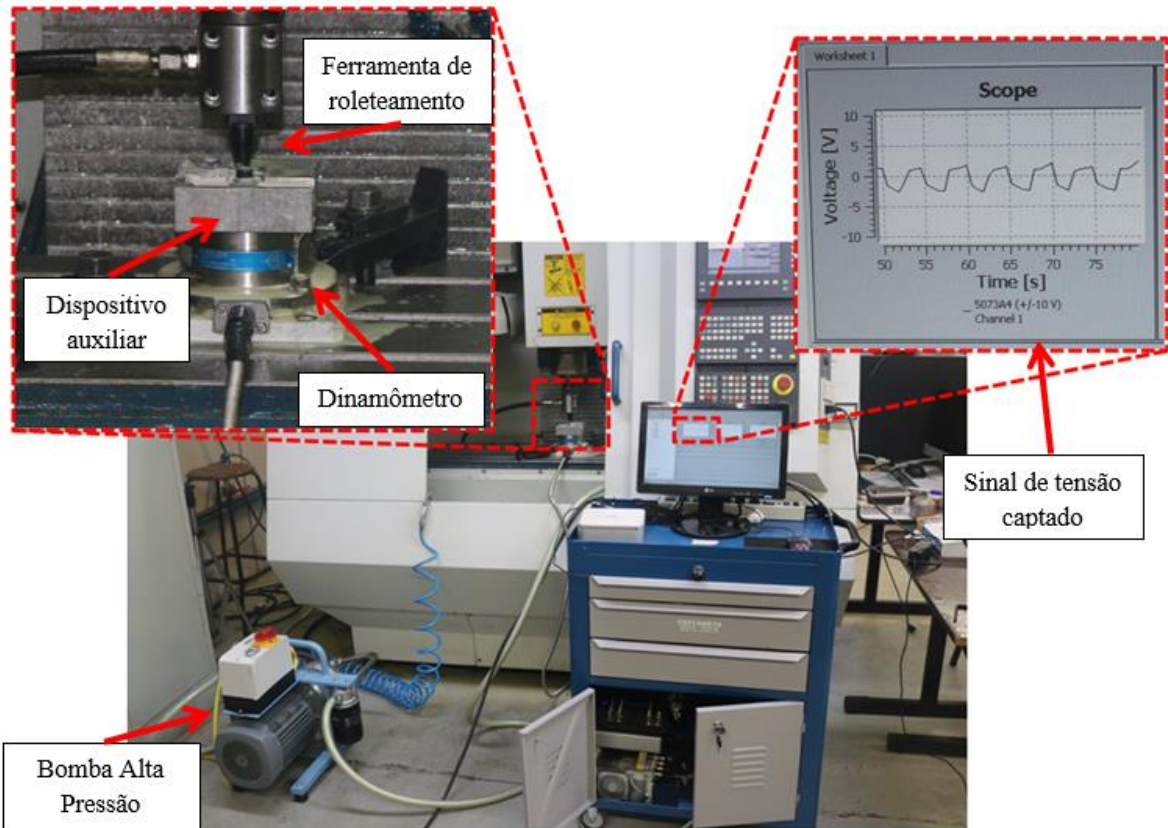


FIGURA 4.13 - Configuração experimental dos testes com as amostras do tipo II.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

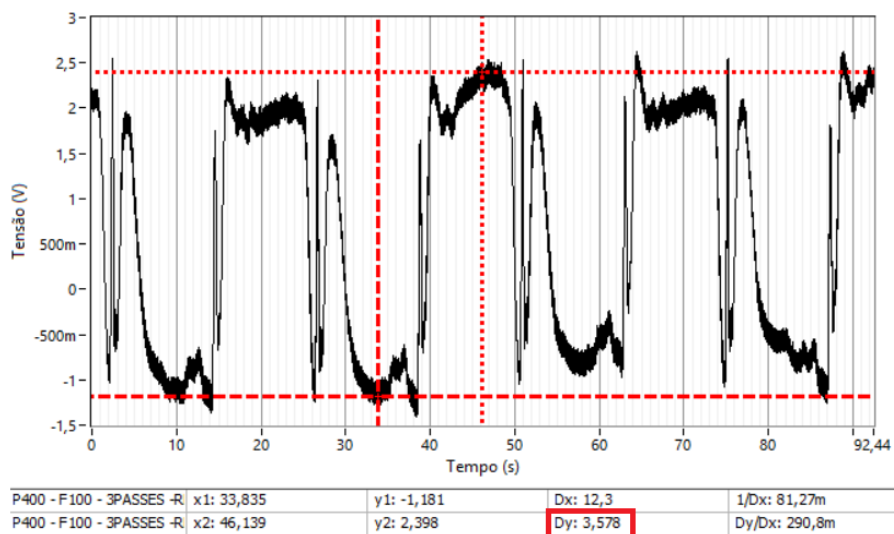
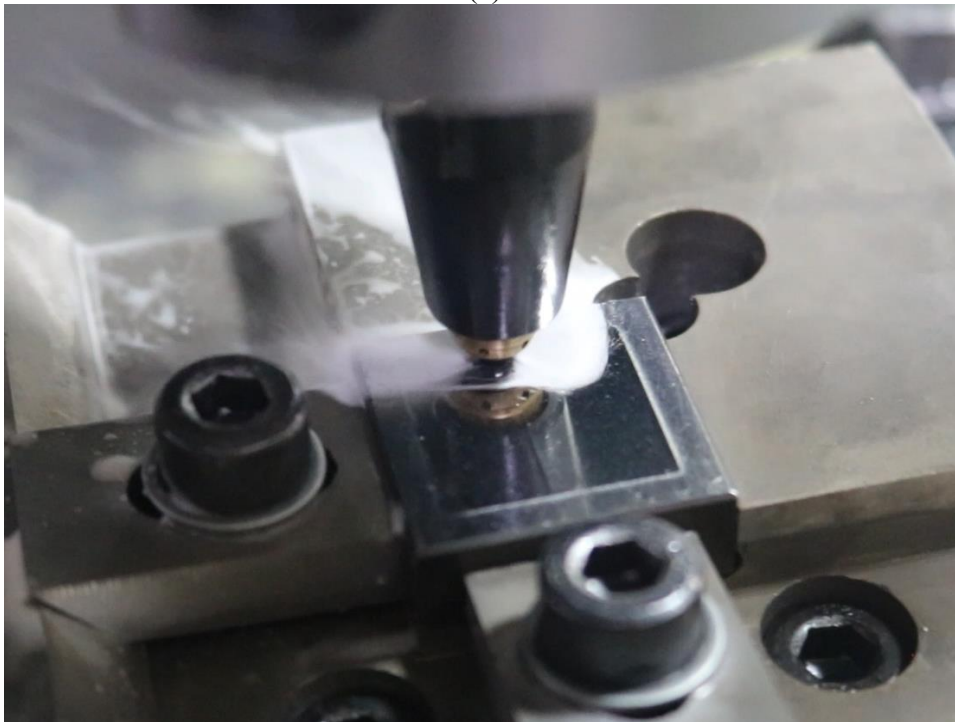


FIGURA 4.14 – Medição da variação da tensão de roleteamento no eixo Z.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

As Figuras 4.15a e 4.15b ilustram o processo de roleteamento das amostras do tipo II no primeiro e no terceiro passe de roleteamento, respectivamente. A aplicação da pressão de roleteamento ocorre na direção do eixo Z. A direção de roleteamento é paralela ao eixo Y e a direção de avanço paralela ao eixo X.



(a)



(b)

FIGURA 4.15 - Processo de roleteamento plano das amostras do tipo I no (a) primeiro e (b) no terceiro passe de roleteamento.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

4.3.3 Simulação numérica

Para simular numericamente a operação de roleteamento, foi utilizado o módulo estrutural do aplicativo numérico Ansys 2018, empregando o método dos elementos finitos. A Figura 4.16 mostra o modelo numérico proposto, ao qual a gaiola da esfera e a esfera foram considerados corpos rígidos (alto módulo de rigidez). Para descrever o comportamento mecânico do material a ser deformado foram considerados os regimes elástico e plástico e um perfil bilinear para a curva de fluxo. Para a determinação da tensão de escoamento foi considerado o ensaio de compressão axial, cujo valor apresentado foi de 400 Mpa. Para o perfil bilinear, foi considerado o módulo tangente de 1400 MPa. Em termos de restrições ao movimento dos corpos envolvidos no modelo numérico proposto, considerou-se a superfície inferior do material a ser deformado totalmente fixa ($V_x = V_y = V_z = R_x = R_y = R_z = 0$), e as demais superfícies desse material apresentaram movimentos de translação e rotação em todas as direções ($V_x \neq V_y \neq V_z \neq R_x \neq R_y \neq R_z \neq 0$). Por se tratar de processo mecânico que promove uma deformação plástica localizada e de elevada intensidade na superfície do material, empregou-se elementos de hexaédricos de segunda ordem para discretizar o material a ser deformado, tendo elementos com menores dimensões na região a ser roleteada. Os corpos rígidos foram discretizados com elementos hexaédricos de primeira ordem com dimensões de 0,2 mm. Para reproduzir o efeito da camada de fluido que envolve a esfera que impede o seu contato com a gaiola, foi considerado o atrito nulo nas interfaces gaiola-esfera. O modelo de atrito Coulombiano foi utilizado para descrever o contato existente entre a esfera e o material a ser roleteado. O valor adotado de $\mu = 0,2$ foi obtido pelo ensaio de pino sobre disco. O atrito deslizante entre a esfera e o material é concomitante ao movimento linear da gaiola juntamente com a pressão exercida pela esfera sobre o material. Os efeitos térmicos foram desconsiderados no modelo proposto. Para estabelecer um contato inicial, considerou-se uma compressão da esfera sobre o material na direção do eixo y (correspondente ao eixo Z do CNC) até alcançar os valores das forças medidas experimentalmente para as suas respectivas pressões (160 e 400 bar). Estabelecido numericamente o contato inicial, foram aplicadas na superfície superior da gaiola da esfera as pressões de compressão de 160 e 400 bar, que correspondem aos valores extremos utilizadas nos testes de roleteamento. Assim como as trajetórias de roleteamento para 1 e 2 passes nos eixos x e z (eixos X e Y do CNC), conforme Figura 4.8. A fim de preservar de forma fidedigna os movimentos de rotação e deslizamento da esfera sobre a superfície, considerou-se livres os graus de liberdade de translação e rotação nos eixos x, y e z da esfera no interior da gaiola. A trajetória simulada está apresentada na Figura 4.16b.

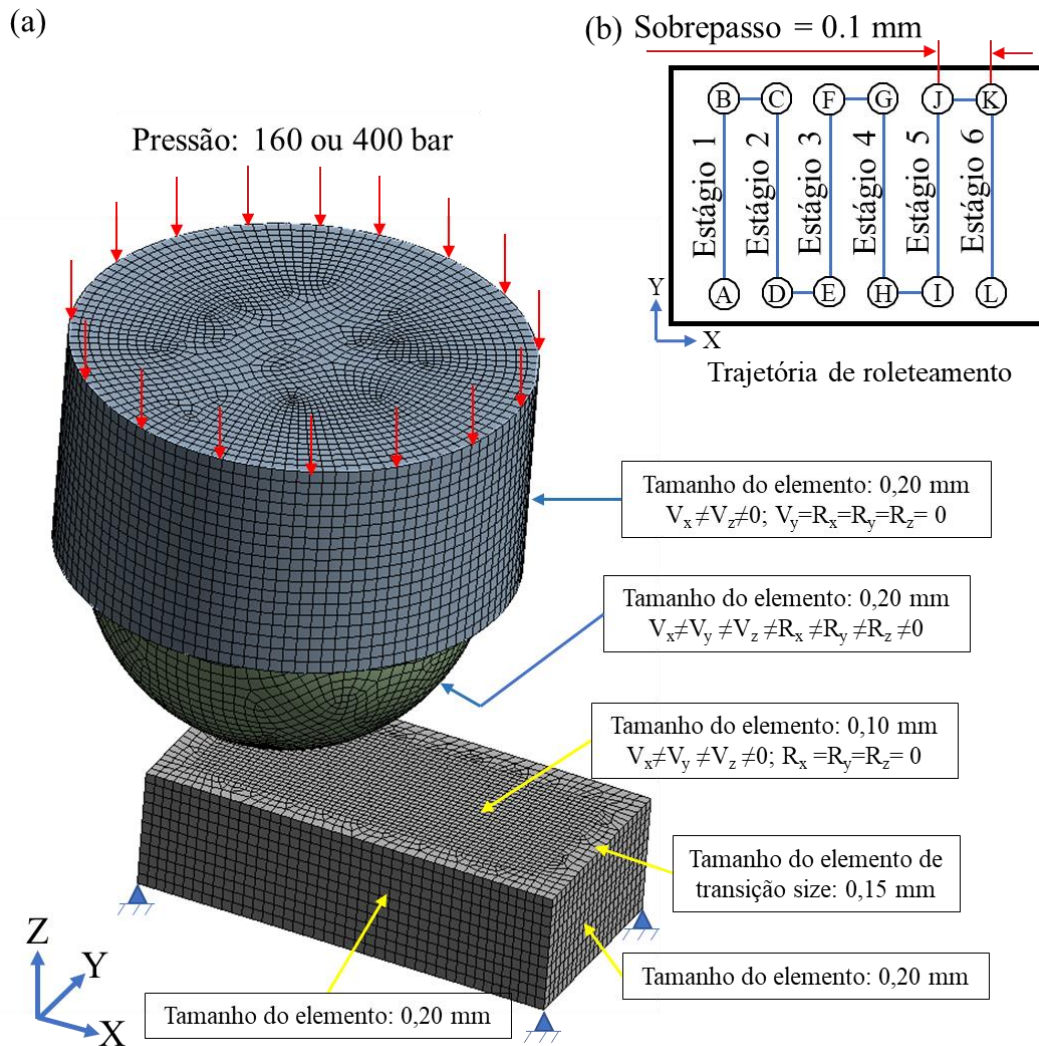


FIGURA 4.16 – Simulação numérica: (a) condições de contorno e (b) trajetória de simulação
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

4.3.4 Ensaios de compressão

Os resultados obtidos pelos ensaios de compressão serão utilizados como dados de entrada no software de simulação numérica a fim de determinar o comportamento mecânico do material no processo de roleteamento. Para tanto, foram usinados dez corpos de, cujas dimensões apresentadas na Figura 4.17a estão de acordo com a norma ABNT NBR ISO 6892-1 (2013). Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina Instron 5582 com carregamento máximo de 10 ton. As velocidades dos ensaios (Figura 4.17b) foram variadas em oito níveis, com o objetivo de determinar a influência da taxa de deformação sobre o material, apresentando também a taxa de deformação correspondente à velocidade.

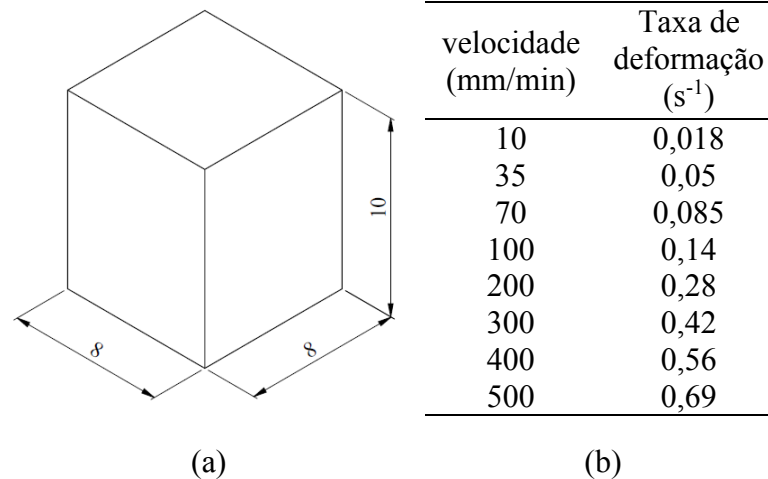


FIGURA 4.17 – Ensaio de compressão: (a) corpo de prova e (b) taxa de deformação.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

4.3.5 Ensaio de pino sobre disco

Os ensaios de pino sobre disco foram realizados em um tribômetro *Micro Photonics* MT60 utilizando como discos amostras do tipo II não deformadas) deslizando contra a esfera utilizada no processo de roleteamento. As velocidades utilizadas foram idênticas às utilizadas nos testes de roleteamento: 10^2 , 10^3 e 10^4 mm/min e foram aplicadas cargas de 5 e 10 N. Foram realizados dois ensaios (teste e réplica) para cada velocidade, aplicando o mesmo fluido utilizado no roleteamento e com a mesma concentração. O objetivo dessa análise é determinar o coeficiente de atrito entre o par esfera-material, a fim de alimentar os dados da simulação numérica.

4.3.6 Análise de difração de raios-X

As análises de difração de raios-X foram realizadas à temperatura ambiente no difratômetro da marca Rigaku, modelo Ultima IV, pertencente ao laboratório de física aplicada do Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN). Para manter as geometrias permanentemente montadas e alinhadas um sistema ótico CBO (Cross Beam Optics) com fenda de feixe paralelo foi acoplado à saída da luz.

Foram realizadas medições de difração de raios-X com incidência normal (XRD), com objetivo de identificar e quantificar as fases formadas na subsuperfície após o processo de roleteamento. As condições programadas para os ensaios foram: radiação incidente com ânodo de Cu K α ($\lambda = 1,5418$ Å), faixa de varredura angular entre 30° a 100° (θ - 2θ), passo de $0,02^\circ$, velocidade do goniômetro de $0,75^\circ/\text{min}$, intensidade de corrente de 40 mA e tensão de 40 kV.

Ensaio de difração de raios-X com incidência rasante (GIXRD) foram realizados com o objetivo de identificar e quantificar as fases formadas próximas à superfície da amostra ($> 2\mu\text{m}$). Para tanto, as seguintes condições programadas para os ensaios foram: radiação incidente com ânodo de Cu K α ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$), faixa de varredura angular entre 42° a 46° (θ - θ), ângulo de incidência rasante (α) entre 1° e 7° , passo de $0,02^\circ$, velocidade do goniômetro de $0,4^\circ/\text{min}$, intensidade de corrente de 40 mA e tensão de 40 kV.

A fração martensítica nas análises de XRD e GIXRD foram obtidas no software MAUD. Os arquivos CIF da austenita (código amcsd 0015352) e da martensita- α' (código amcsd 0015337) foram obtidos no disponibilizado no site www.crystallography.net e seus respectivos parâmetros de rede são 3,639 e 2,878 \AA . Para as análises de GIXRD, a fração martensítica foi obtida em função da profundidade difratada, que por sua vez, depende do ângulo de incidência rasante. A profundidade difratada (P_d) corresponde ao inverso do coeficiente de absorção linear (μ), conforme a Equação (12):

$$P_d = \frac{1}{\mu} \quad (4.1)$$

O coeficiente de absorção linear é frequentemente obtido em termos do coeficiente de absorção de massa (μ_m) e da densidade (ρ) de cada elemento químico, conforme a Equação 13:

$$\mu = \mu_m \times \rho \quad (4.2)$$

Em uma mistura mecânica, solução ou componentes químicos, seja no estado sólido, líquido ou gasoso, o coeficiente de absorção linear pode ser obtido pela média ponderada entre o coeficiente de absorção de massa de todos os elementos em função da fração em peso dos elementos do material (w), de acordo com a Equação (14):

$$\frac{\mu}{\rho} = w_1 \left(\frac{\mu}{\rho} \right)_1 + w_2 \left(\frac{\mu}{\rho} \right)_2 + w_3 \left(\frac{\mu}{\rho} \right)_3 + \dots \quad (4.3)$$

A profundidade de difração em função do ângulo de incidência a 63% da intensidade medida é dada pela Equação 15:

$$P_{d63\%} = \frac{1}{\mu K} = \frac{\text{sen}(\alpha) \times \text{sen}(2\theta - \alpha)}{\mu [\text{sen}(\alpha) + \text{sen}(2\theta - \alpha)]} \quad (4.4)$$

Os elementos constituintes do aço inoxidável ABNT 304 e seus respectivos coeficientes de absorção de massa são: Cr ($252,76 \text{ cm}^2/\text{g}$), Ni ($48,51 \text{ cm}^2/\text{g}$), Mn ($278,13 \text{ cm}^2/\text{g}$),

Si (62,07 cm²/g), N (7,09 cm²/g), C (4,30 cm²/g), P (74,30 cm²/g), S (89,70 cm²/g) e Fe (310,94 cm²/g). Esses dados estão disponíveis na biblioteca do software *HighScore Plus*, que foi utilizado para calcular a profundidade difratada, que considera ainda o fator de empacotamento atômico da estrutura (CFC = 0,74). A Figura 4.18 ilustra o resultado obtido da análise de difração com ângulo de incidência rasante com os valores dos ângulos de incidência e sua profundidade correspondente.

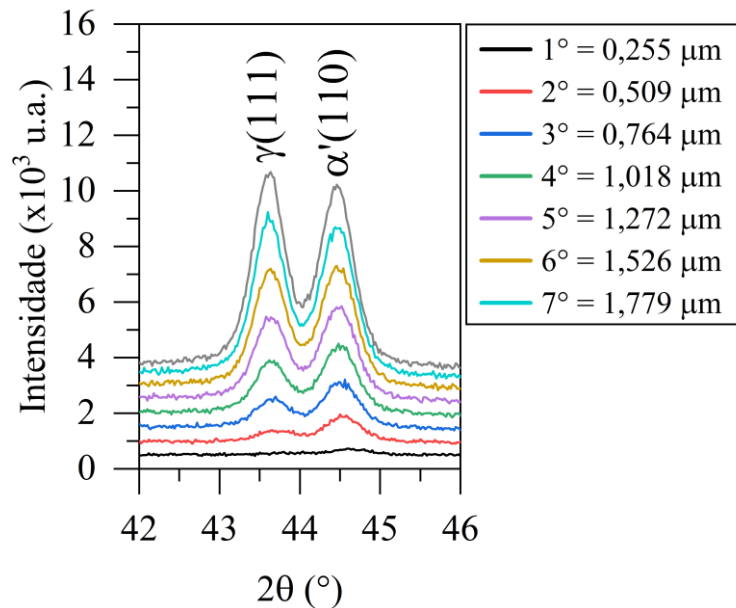


FIGURA 4.18 – Gráfico de GIXRD
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

4.3.7 Ensaios de dureza instrumentada

Os ensaios de microdureza foram realizados em um ultra-microdurômetro Shimadzu DUH-W201S (Shimadzu Corporation) com um penetrador Berkovich do laboratório de tribologia: desgaste e fricção. Foram utilizadas as amostras do tipo I para traçar o perfil de microdureza subsuperficial e o modo de carregamento foi o *load-unload*, carga de 100 mN, velocidade de 8 s e tempo de aplicação e manutenção de carga de 2 e 15 s, conforme especificações do fabricante. Foram feitas medições a partir da profundidade de 0,05 mm, com espaçamento de 0,1 mm, até a profundidade de 1 mm. Os resultados de microdureza de cada profundidade, corresponde à média entre 20 medições.

As medições da dureza superficial foram realizadas nas amostras do tipo II, com o modo de carregamento *step-load*. As forças aplicadas foram de 98,5; 191,6; 286,4; 383,1; 477,7; 573; 667,6; 762,4; 857,2; 952; 1046,7; 1141,5; 1238,2; 1333,3; 1427,7; 1522,7; 1617,5;

1712,4; 1807,6 e 1902,4 mN. Os tempos de aplicação da carga e de manutenção do indentedor após a aplicação da carga foram de 2 e 15 s, respectivamente, de acordo com especificações técnicas do fabricante. Para cada amostra, foram realizadas 20 medições. Os valores de microdureza nesse modo de carregamento apresenta uma grande variação em função da profundidade, apresentando maior dureza na superfície. Isso ocorre com cargas muito pequenas pois sua atuação no regime elástico é maior que no regime plástico, consequentemente, a área gerada pela indentação reduz significativamente devido o retorno elástico do material após a indentação. Como resultado da dureza H (GPa) é a relação entre a carga aplicada e a área gerada, a tensão obtida é, por consequência, muito elevada. Para reduzir esse efeito, foi aplicada a correção empírica proposta por Gong *et al.* (2003).

4.3.8 Análise por EBSD

Para as análises de EBSD, 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. As amostras do tipo I foram lixadas a partir da grana 1200 e, posteriormente, polidas com alumina com granulometria 3 μm seguidas de pasta de diamante com granulometria $\frac{1}{4}$ μm . Esta preparação foi realizada no laboratório de usinagem da UFMG. Por fim, as amostras foram enviadas ao Centro de Microscopia da UFMG, onde realizou-se o embutimento a frio seguido do polimento vibracional. As análises foram realizadas na seção transversal da amostra, como identificado na Figura 4.19.

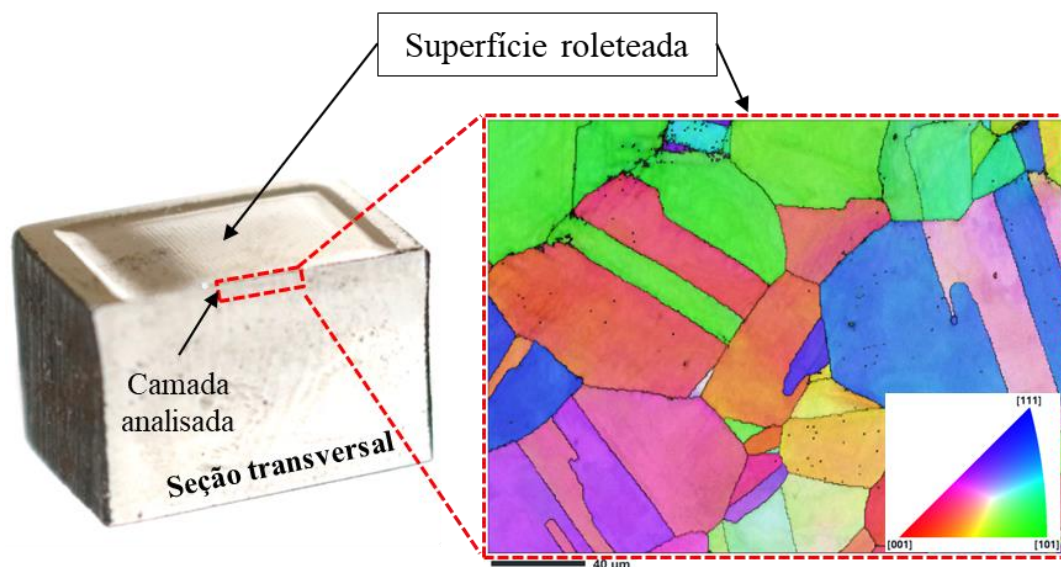


FIGURA 4.19 – Análise de EBSD
 FONTE – Elaborado pelo autor, 2021

4.3.9 Espectroscopia Mössbauer

A espectroscopia Mössbauer é uma técnica que pode dar informações específicas das propriedades hiperfinas, elétricas e magnéticas, dependência temporal e dinâmica de materiais e nanomateriais, tais como ligas metálicas, compostos cerâmicos, polímeros e etc.

O que caracteriza um espectro Mössbauer são as formas, intensidade, posição e número das várias linhas de absorção que constituem o espectro. Estes fatores dependem do tipo de interação hiperfina que está ocorrendo. A intensidade, por exemplo, depende da concentração dos núcleos Mössbauer do absorvedor. Interações hiperfinas nucleares são as perturbações causadas nos níveis de energia nucleares devido às interações entre momentos nucleares e campos elétricos e magnéticos, criados por cargas próximas do núcleo. As principais interações hiperfinas observada pela espectroscopia Mössbauer são:

- i)** desvio isomérico (δ) é resultado da interação de monopólo elétrico entre a distribuição de carga nuclear e a densidade de carga eletrônica no núcleo. Os elétrons s tem a habilidade de penetrar no núcleo (têm momento angular zero), e interagir eletrostaticamente com a carga nuclear. Esta interação causa um deslocamento do nível de energia nuclear δE , tanto em seu estado fundamental como no estado excitado;
- ii)** Interação de quadrupolo elétrico, que desdobra os níveis de energia nucleares com estado nuclear $I > 1/2$ em subestados duplamente degenerados, e dá origem ao desdobramento quadrupolar elétrico (QS); em muitos núcleos a distribuição de carga se desvia da distribuição simetricamente esférica. A medida do desvio da distribuição de carga é caracterizada pelo momento de quadrupolo elétrico Q , que é um tensor de segunda ordem com elementos. Q é positivo para distribuição alongada de carga nuclear, negativo para distribuição achatada, e zero, para distribuição de carga esférica. O desdobramento quadrupolar pode dar informações sobre a população eletrônica dos orbitais, estrutura do ligante entre outras;
- iii)** Interação de dipolo magnético, que desdobra os níveis de energia nucleares que tem estado nuclear $I > 0$ em subníveis, com a degenerescência totalmente levantada. Esta interação dá origem ao desdobramento magnético (DM). Interações magnéticas são observadas em compostos ferromagnéticos, antiferromagnéticos, ferrimagnéticos e em sistemas paramagnéticos, quando o tempo de relaxação do spin (mudança na vizinhança nuclear com o tempo ou mudança na direção do spin) do elétron é longo. Entre as três interações esta é a única que pode ser modificada por uma variável externa.

O campo magnético hiperfino B_{hf} , e a interação quadrupolar do núcleo são os parâmetros mais importantes. O campo hiperfino está relacionado com o momento magnético

das camadas 3d ou 4f não preenchidas. A interação quadrupolar está relacionada com o gradiente de campo elétrico no núcleo, V_{ij} criado pelas camadas 3d e 4f não preenchidas e o potencial devido a todas as outras cargas. O campo hiperfino, em primeira aproximação, é considerado proporcional ao momento magnético de acordo com a equação 4.5:

$$B_{hf}^T = A_{hf} \times m_t \quad (4.5)$$

Onde A_{hf} é conhecido como constante de interação hiperfina (para o Fe esta é $-15 \text{ T}/\mu_B$).

A espectroscopia Mössbauer é uma técnica útil baseada no ^{57}Fe para estimar o momento magnético local dos íons Fe. Contudo, assumir que m_T é proporcional a B_{hfT} é questionável na equação 4.6. O campo hiperfino efetivo contém várias contribuições e pode ser escrito como:

$$B_{hf} = B_{cp} + B_{cond} + B_{orb} + B_{dip} \quad (4.6)$$

Onde: B_{cp} e B_{cond} representam a contribuição dos elétrons de caroço e de condução. A polarização de spin dos elétrons de condução B_{cond} e dos elétrons de caroço contribuem de maneira diferente para o B_{hf} . O termo B_{cp} é proporcional ao momento de spin 3d, que é $-13,8\text{T}/\mu_B$ para o Fe^{17} . O termo B_{cond} se deve principalmente à polarização 4s, que é sensível à transferência de carga. Os outros dois termos são proporcionais ao momento orbital (B_{orb}), ou campo dipolar (B_{dip}).

Os espectros de Mössbauer da superfície das amostras foram obtidos na geometria de retroespalhamento em temperatura ambiente, utilizando uma fonte de ^{57}Co em uma matriz Rh utilizando duas técnicas diferentes (que detectam duas espécies diferentes), CEMS. A espectroscopia CEMS caracteriza uma região com aproximadamente $0,1 \mu\text{m}$ de profundidade. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Física Aplicada do CDTN.

4.3.10 Ensaio de perfilometria

As análises de qualidade superficial foram realizadas em um trabalho experimental, precedente aos testes finais. Nesse trabalho, a pressão foi mantida constante em 80 bar, o número de passes variado em três níveis (um, três e cinco) e a velocidade de roleteamento também em três níveis (10^2 , 10^3 e 10^4 mm/min). O sobrepasso foi de $0,1 \text{ mm}$ e corresponde ao fator de sobreposição de 99%, conforme Denkena et al. (2020). Os parâmetros de amplitude de rugosidade não foram fontes principais de avaliação, pois há uma extensa linha de pesquisa mostrando os efeitos dos parâmetros de roleteamento sobre o R_a , R_q , R_t , R_z , R_p , R_v , R_c , R_{sk}

e Rku , como foi apresentado na seção 3.2.3 da revisão bibliográfica. O objetivo desta análise superficial é caracterizar os padrões microgeométricos resultantes do processo de roleteamento e entender a contribuição dinâmica dos parâmetros de roleteamento sobre a superfície gerada, uma vez que os parâmetros de amplitude negligenciam essas características. Para tanto, foi realizada a análise de perfilometria utilizando um perfilômetro por contato Hommel Etamic T8000 com um apalpador Tku 300/600 e uma ponta de contato de diamante (90° e raio de $5\mu\text{m}$). Os dados obtidos a partir das topografias das superfícies foram tratados a fim de identificar a direção preferencial da textura superficial, parâmetros de amplitude de perfil (Ra , Rq , Rz e Rt), padrões de rugosidade por meio da análise de densidade espectral de potência de área (APSD), análise fractal sensível à escala e transformada em ondeletas contínuas (CWT), utilizando o *software* MountainsMap.

Uma superfície com textura superficial anisotrópica apresenta uma configuração (padrões de rugosidade, marcas de processos de fabricação, etc.) com direção preferencial. Idealmente, a textura superficial resultante do processo de roleteamento sob baixa plasticidade depende do percurso de roleteamento. Para exemplificar, a Figura 4.20a ilustra o percurso de roleteamento (P_e) realizado neste trabalho (indicado pelas setas vermelhas), cuja direção de roleteamento é perpendicular a direção de avanço da ferramenta. Como consequência, a configuração geométrica da superfície apresenta um perfil semicilíndrico (o mesmo perfil da ferramenta de roleteamento) e alinhado com a direção de roleteamento/percurso, conforme Figura 4.20b. Uma das técnicas utilizadas para análise de isotropia é a rosa morfológica de direção de motivos. Esta análise utiliza a transformada de Fourier para identificar as direções superficiais dominantes quando a superfície possui característica anisotrópica (Figura 4.20c) ou isotrópica (Figura 4.20d). A rosa morfológica é gerada pelo cálculo da densidade de motivos orientados em uma determinada direção " θ " e identificados em relação ao eixo " X " na amostra original. A forma geométrica da rosa morfológica representa a anisotropia do motivo local e global e permite a quantificação da fase da topografia da superfície (ZAHOUANI et al., 2001). É importante ressaltar que a avaliação de anisotropia da textura superficial somente é válida para valores de isotropia inferiores a 30%. Neste trabalho, a amostra foi posicionada no perfilômetro de maneira que a direção de percurso do apalpador coincidissem com a direção de avanço de roleteamento (eixo X), deste modo, a direção de textura superficial teórica corresponde a direção do percurso de roleteamento (Figura 4.19a), que seria representada a 90° na rosa morfológica.

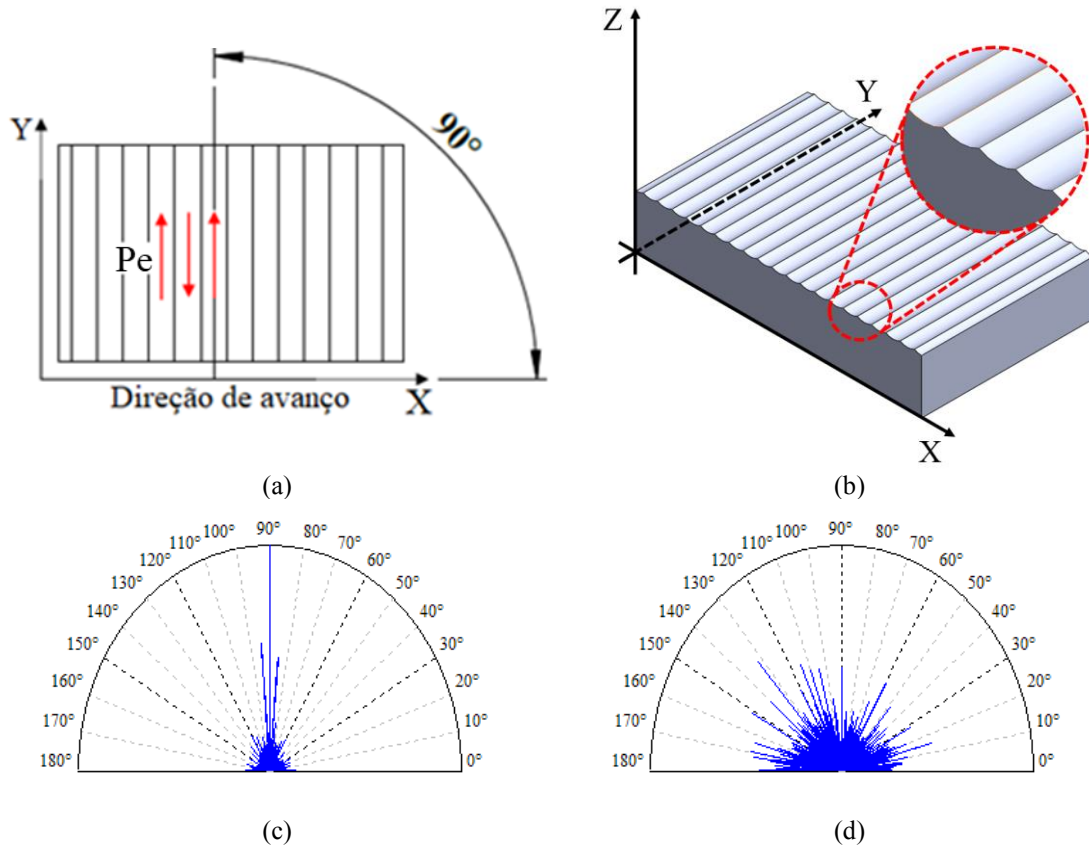


FIGURA 4.20 – Análise de isotropia no processo de roleteamento: (a) percurso de roleteamento, (b) padrão micro geométrico, (c) rosa morfológica de uma superfície anisotrópica e (d) rosa morfológica de uma superfície isotrópico.

FONTE – Elaborado pelo autor, 2021

A análise de densidade espectral de potência (PSD), muito utilizada para análise de frequência espacial pode ser estendida para uma análise tridimensional da superfície pela densidade espectral de potência de área (APSD) e corresponde ao quadrado da amplitude da transformada de Fourier em uma medição topográfica (ANON, 1978). Este parâmetro permite identificar as características periódicas de uma superfície em função do comprimento de onda e é calculado de acordo com a equação (4.7):

$$APSD(f_x, f_y) = \lim_{L_x, L_y \rightarrow \infty} \left(\frac{1}{L_x L_y} \right) \left| \iint_{-L/2}^{L/2} Z(x, y) e^{-i2\pi(f_x x + f_y y)} dx dy \right|^2 \quad (4.7)$$

Onde, $Z(x, y)$ correspondem aos dados de altura da superfície em função das posições x e y , L_x e L_y representam o comprimento e largura de avaliação, f_x e f_y são os deslocamentos no domínio de frequência espacial.

A análise fractal sensível a escala é uma abordagem multiescalar que compreende os métodos de análises de área-escala ou comprimento-escala utilizando o método fractal (KRISHNA, 2020). O método utilizado neste trabalho foi o de comprimento-escala, conforme

descrito por Brown e Savary (1991). Para tanto, mede-se o comprimento relativo em função da escala por meio de um passo virtual, com divisões virtuais, ao longo de um perfil não filtrado. O comprimento destas divisões representa a escala de medição. Deste modo, realiza-se cada medição com o valor da escala virtual fixo e realiza uma interpolação linear para localizar cada passo virtual dado entre o comprimento de amostragem do perfil. Assim, obtém-se o comprimento relativo pela divisão entre o comprimento do passe medido pelo comprimento da escala projetado (BROWN et al., 1996). O comprimento relativo em uma escala específica pode ser calculado de acordo com a Equação 4.8:

$$C_{rel} = \sum_{i=1}^N \left(\frac{C_{Pi}}{L} \right) \left(\frac{1}{\cos(\theta_i)} \right) \quad (4.8)$$

Onde C_{rel} representa o comprimento relativo, L é o comprimento total projetado para todos os passos virtuais (N), C_{Pi} é o comprimento projetado para o passo virtual (i) correspondendo ao ângulo (θ_i). Todos os parâmetros são obtidos por meio do gráfico do logaritmo do comprimento relativo em função do logaritmo do comprimento de escala. Este tipo de análise oferece resultados mais complexos que a abordagem tradicional. Para esta análise foram considerados 2000 pontos para tração o perfil da curva.

A análise superficial por decomposição de ondeletas é adequada para identificar a contribuição dinâmica dos processos de fabricação, em várias escalas, causadas por distintos fenômenos físicos que ocorrem durante o processo em diferentes localizações no tempo, espaço e frequência (MEZGHANI, 2018). Este tipo de análise permite investigar, por exemplo, a modificação da topografia superficial, provocada pela operação de retificação, em uma ampla faixa de escalas de rugosidade e ondulação, resultando na alteração da funcionalidade da superfície (ZAHOUANI et al., 2008). Conforme mencionado anteriormente, a superfície roleteada possui um padrão que, idealmente, é estacionário, ou seja, com dimensões e formas definidas ao longo da superfície. Contudo, o processo de deformação plástica pode induzir um perfil não estacionário, cujo comportamento não pode ser avaliado pelos parâmetros de amplitude de perfil. A transformada em ondeletas contínuas (CWT) é adequada para a análise de perfis com características não estacionárias e surgiu como alternativa à transformada de Fourier, resolvendo o problema com a resolução de frequência, fornecendo resoluções de alto tempo e baixa frequência para altas frequências e resoluções de alta frequência e baixo tempo para baixas frequências (GRZESIK; BROL, 2009). CWT é calculada de acordo com Equação 4.9:

$$CWT_f(s, u) = \langle f(t), \psi_{s,u}(t) \rangle = \frac{1}{|\sqrt{s}|} \int_{-\infty}^{\infty} f(t) \psi\left(\frac{t-u}{s}\right) dt \quad (4.9)$$

Onde $f(t)$ corresponde ao sinal analisado, $\psi_{u,s}(t)$ é a função base de ondeleta, s e u representam os parâmetros de dilatação e translação, respectivamente e $\psi(t)$ corresponde a uma função fixa conhecida como “ondeleta mãe”. Não há um consenso que defina a melhor função ondeleta contínua a ser utilizada, portanto, a função deve ser escolhida com base no perfil de padrão analisado, neste trabalho foi utilizada a função Chapéu Mexicano. A Figura 4.21 exemplifica o gráfico CWT. O eixo vertical indica os valores de escala dimensional do perfil de rugosidade. As indicações de extremos locais para comprimentos de ondas curtas são visualizadas na parte inferior da escala e para comprimentos de ondas longas, na parte superior.

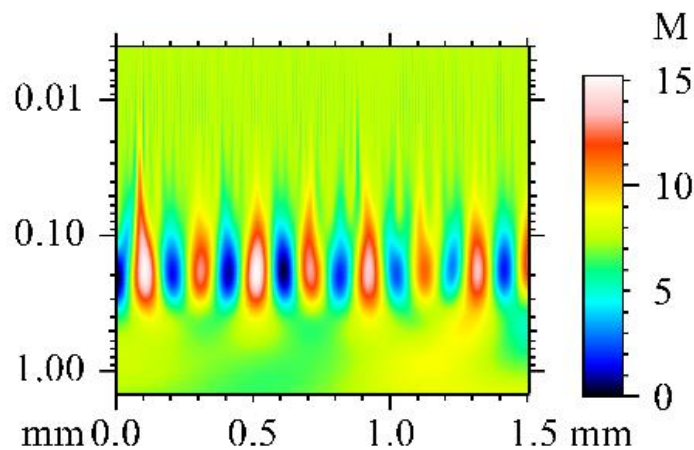


FIGURA 4.21 – Transformada em ondeletas contínuas (CWT).
 FONTE - Elaborado pelo autor, 2021.

Análise de simulações numéricas foram utilizadas a fim de avaliar a influência da anisotropia/isotropia sobre a iniciação da trinca sob baixo ciclo de fadiga de deformação axial entre duas superfícies com semelhantes valores estatísticos de rugosidade aritmética média (R_a), rugosidade média (R_z), rugosidade máxima (R_t) e rugosidade quadrática (R_q). A superfície com característica anisotrópica possui o valor de isotropia de 5% ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 1$), e a superfície com característica isotrópica possui o valor de isotropia de 43% ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 5$), como apresentado nas Figuras 4.22a e 4.22b, respectivamente.

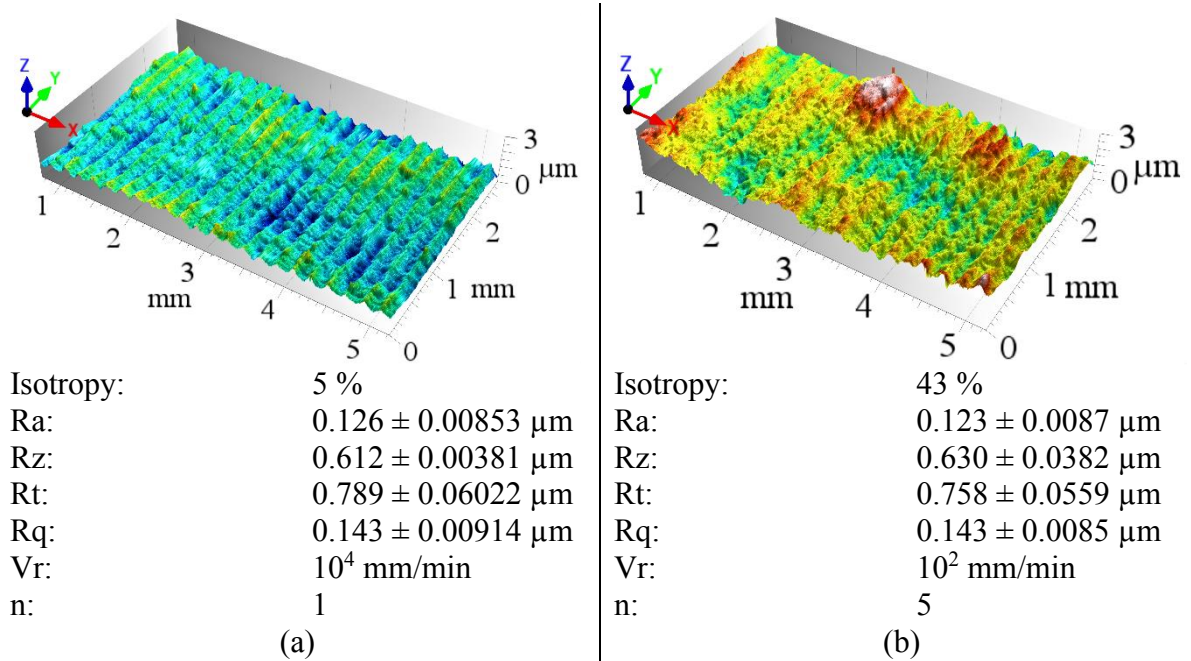


FIGURA 4.22 – Superfícies utilizadas na simulação numérica da iniciação da trinca por fadiga: (a) superfície anisotrópica, (b) superfície isotrópica.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Por causa dos baixos valores de rugosidade, a geração de malha seria muito complexa, portanto, para melhorar a sensibilidade das análises de simulação os perfis de rugosidade foram ampliados 100 vezes. Dessa forma, o efeito escala influenciará somente a intensidade dos valores de fadiga sem promover uma mudança no comportamento dos parâmetros analisados devido ao efeito de similaridade dos perfis avaliados. Como o objetivo é avaliar somente a contribuição da isotropia na iniciação da trinca por fadiga, dois critérios foram estabelecidos: o primeiro é que as simulações das amostras partiram de uma superfície roleteada e posteriormente solubilizada, eliminando o efeito do aumento do encruamento, tensões residuais, etc. O segundo é que as simulações foram realizadas somente em uma camada superficial com espessura de $200 \mu\text{m}$, que corresponde ao tamanho limite da trinca na fase de nucleação, obtido experimentalmente por Maiya and Busch (1975). O ciclo de carregamento totalmente invertido foi adotado na análise da fadiga, como visto na Figura 4.23.

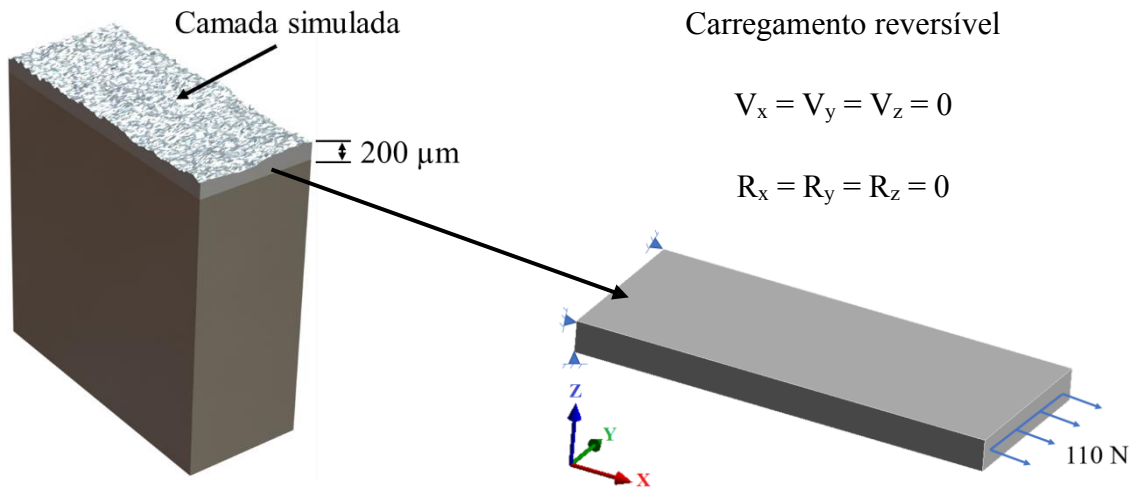


FIGURA 4.23 – Condições iniciais para simulação numérica para iniciação da trinca por fadiga
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

A calibração do carregamento empregado na simulação teve como referência os resultados de fadiga de amostras de aço inoxidável AISI 304 de Maiya e Busch (1975), que foram realizados em amostras com diferentes valores de R_q e com os sulcos de rugosidade alinhados perpendicularmente à direção do carregamento. A amostra com 5% de anisotropia (Figura 4.28a) foi utilizada na simulação para a calibração da força, pois possui características similares às amostras testadas empiricamente. Foi verificado, empiricamente, que o número de ciclos para iniciação de uma trinca ($N_0(R)$) pode ser calculado de acordo com a Equação (4.10):

$$N_0 = 1012xR_qR^{-0.21} \quad (4.10)$$

O método de tensão axial é aplicado de fadiga de alto ciclo, cujas tensões elásticas aplicadas e nenhuma deformação plástica ocorre em qualquer lugar que não seja nas pontas das trincas de fadiga. Em ciclos baixos, a dispersão nos dados de fadiga torna esses métodos cada vez menos confiáveis. Por outro lado, o método de deformação axial pode ser usado para fadiga de baixo ciclo (abaixo de cerca de 10^4 ciclos), onde o carregamento é uma combinação de elástico e plástico em macro escala. Neste estudo, foi utilizada a relação Smith Watson Topper e a vida de tensão é calculada de acordo com a Equação (4.11):

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} \left[2N_f \left(\frac{1-R}{2} \right)^{\frac{1}{2b}} \right]^b + \varepsilon'_f \left[2N_f \left(\frac{1-R}{2} \right)^{\frac{1}{2b}} \right]^c \quad (4.11)$$

onde ε_a representa a amplitude de deformação, E corresponde ao módulo de elasticidade, N_f é o número de reversões até a falha no teste de vida de deformação, R representa a razão de

tensão. Os parâmetros σ'_f , ϵ'_f , b e c são constantes obtidas a partir do ajuste da curva aos dados de vida de deformação usando a relação Coffin-Manson. A Tabela 4.3^a e 4.3b apresentam, respectivamente, as propriedades do material e os coeficientes da relação Coffin-Manson para o aço inoxidável austenítico ABNT 304 utilizado na simulação de fadiga (HUZNI et al., 2015).

TABELA 4.3: Parâmetros utilizados na simulação numérica de fadiga

(a) Propriedades do material	
Módulo de elasticidade	2×10^5 MPa
Coefficiente de Poisson	0.3
Módulo de cisalhamento	7.7×10^4 Mpa
Coefficiente de expansão térmica	1.7×10^{-5} [1 / °C]
Resistência à compressão	207 MPa
Limite de resistência à tração	586 MPa
Limite de escoamento	207 MPa
(b) coeficientes de relação Coffin-Manson para o aço inoxidável austenítico ABNT 304	
Coefficiente de resistência, σ'_f	9.86×10^8
Expoente de resistência, b	-0.106
Coefficiente de ductilidade, ϵ'_f	0.194
Expoente de ductilidade, c	-0.416
Coefficiente de resistência cíclica, k	1.0×10^9
Coefficiente de encruamento, n	0.2

4.3.11 Análise química do material

A caracterização dos elementos constituintes do material foi feita por espectroscopia ótica – base ferro. O ensaio foi realizado em um espectrômetro de emissão ótica SPECTROMAXx (identificação 159239). A temperatura máxima do laboratório foi de 28 °C. O ensaio foi realizado de acordo com as normas ASTM E 415:2017 e ASTM A751:2014a. O relatório técnico está anexado no Apêndice E.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo apresenta os resultados dos aspectos analisados no roleteamento do aço inoxidável austenítico ABNT 304 e está dividido em seis seções, sendo a primeira referente ao desempenho do cabeçote de roleteamento, a segunda apresenta os resultados dos dados de entrada para simulação numérica, a terceira versa sobre força de roleteamento, a quarta corresponde às análises de difração de raios-X, a quinta concerne sobre a simulação numérica e a sexta finaliza com a análise superficial.

5.1 Desempenho do dispositivo de roleteamento

As Figuras 5.1a, 5.1b e 5.1c apresentam, respectivamente, as curvas de tensão elétrica captadas a partir das amostras roleteadas nas condições A ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$), B ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 3$) e C ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 5$), mantendo constantes os valores de pressão de roleteamento de 80 bar e sobrepasso da ferramenta de 0,1 mm para todas as amostras. As imagens apresentam as curvas das amostras 1 e 2, indicando um teste e uma réplica. Para a verificação da repetibilidade, foi realizado a análise estatística, por meio do teste de Tukey, para confirmar se existe diferença entre as médias das amplitudes entre as tensões obtidas das amostras 1 e 2 para cada condição (A, B e C). Para a condição A, os resultados de medição das tensões entre as curvas 1 e 2 foram, respectivamente, $2,875 \pm 0,033$ V e $2,875 \pm 0,027$ V. Para a condição B, os valores foram $2,439 \pm 0,022$ V e $2,445 \pm 0,002$ V. Para a condição C, os valores foram $4,565 \pm 0,021$ V e $4,564 \pm 0,024$ V. Todos os resultados indicaram, com confiabilidade de 95%, de que não existe diferença entre as médias das amostras 1 e 2 para as condições A, B e C, ou seja, o cabeçote de roleteamento consegue reproduzir os testes com confiabilidade estatística.

A estabilidade do cabeçote de roleteamento foi analisada em termos do desvio padrão de cada amostra. Observa-se que o maior desvio padrão foi indicado pela amostra 1 da condição A, com valor de 0,033 V enquanto o menor desvio padrão foi da amostra 2, condição B, com valor de 0,002 V. Estes baixos valores de desvio padrão asseguram a não interferência nos resultados e nem mascaram possíveis fenômenos inerentes ao processo. Uma análise visual do comportamento das curvas também evidencia a estabilidade do cabeçote, pois, tanto o perfil das curvas quanto os valores de picos e vales são muito próximos.

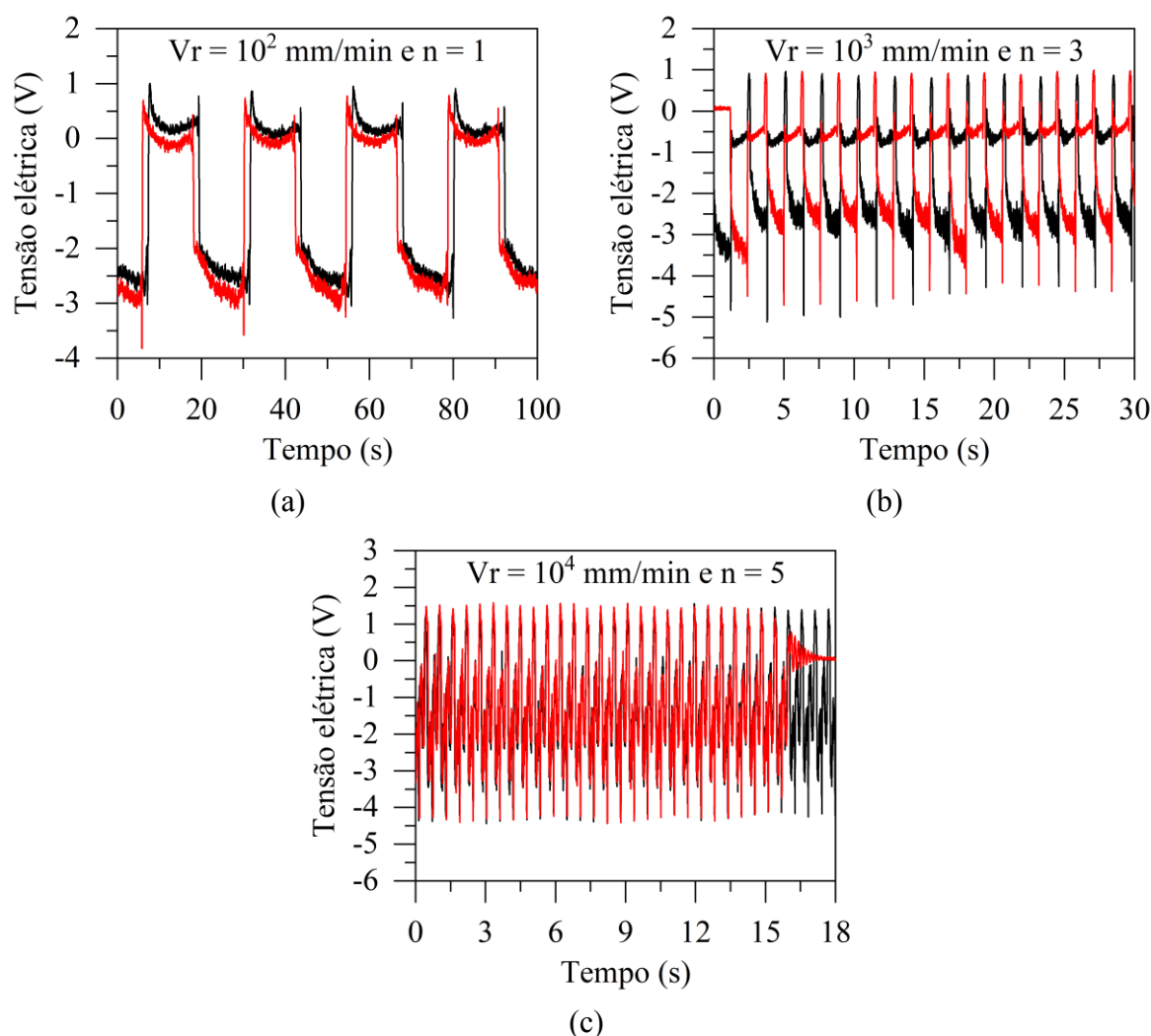


FIGURA 5.1 - Curvas de tensão das amostras roleteadas nas condições: (a) $V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$, (b) $V_r = 10^3$ mm/min e $n = 3$ e (c) $V_r = 10^4$ mm/min e $n = 5$.

FONTE: Elaborada pelo autor, 2022

5.2 Análise das forças de roleteamento e de onda de deformação

Os gráficos de tensão elétrica estão apresentados no Apêndice A e as conversões da tensão para força (N) estão no Apêndice B. Os gráficos de probabilidade de distribuição normal e dos testes de resíduos com valores ajustados para os testes de forças de roleteamento em função da velocidade de roleteamento, número de passes e pressão são apresentados no Apêndice C. Os resultados indicaram que todos os testes apresentaram distribuição normal, com a maioria dos resíduos variando entre 20 e -20 (em função dos valores ajustados) e média em torno de zero.

O teste de Tukey é uma análise estatística que verifica se existe diferença estatisticamente significativa entre as médias das variáveis de resposta em função dos níveis dos fatores. Deste modo, pode-se afirmar se a variação dos níveis de um fator possui influência

sobre o processo. Para que exista essa diferença com um nível de confiança de 95%, o valor-P ajustado, que é o parâmetro de análise adotado, deve ser igual ou inferior a 0,05. A Tabela 5.1 indica os valores-P ajustados obtidos na comparação entre as médias das forças de roleteamento para a velocidade, número de passes e pressão. O aumento da velocidade de roleteamento de 10^2 para 10^3 mm/min e do número de passes de três para cinco apresentaram os valores-P ajustado de 0,075 e 0,201 respectivamente, que são superiores a 0,05 indicando que a alteração desses níveis não promoveu alterações estatisticamente significativas da força de roleteamento. Para todos os outros, a variação dos níveis testados afetou de maneira significativa a força de roleteamento. Por meio da análise de variância, a pressão de roleteamento apresentou a maior influência (contribuição de 59,98%), seguida pela velocidade (12,19%) e do número de passes (9,59%).

TABELA 5.1: Teste de Tukey para as diferenças entre as médias das forças de roleteamento

Parâmetros	Diferença de níveis	Diferença de médias força (N)	Valor-P ajustado
Vr (mm/min)	$10^2 - 10^3$	28,4	<u>0,075</u>
	$10^2 - 10^4$	-51,1	0,007
	$10^3 - 10^4$	-99,0	0,000
n	1 - 3	-60,8	0,001
	1 - 5	-90,5	0,000
	3 - 5	-29,7	<u>0,201</u>
Pr (bar)	160 - 240	77,9	0,000
	160 - 320	273,9	0,000
	160 - 400	197,2	0,000
	240 - 320	196,0	0,000
	240 - 400	119,3	0,000
	320 - 400	-76,8	0,000

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

A Figura 5.2a apresenta os valores de força de roleteamento em função da velocidade. O aumento de 10^2 para 10^3 mm/min não promoveu variação significativa da força de roleteamento, que reduziu consideravelmente quando o roleteamento foi realizado a 10^4 mm/min. A Figura 5.2b mostra a onda de deformação que se forma à frente da ferramenta durante o processo de roleteamento. Esta onda é uma consequência do fluxo plástico do material e o aumento de seu tamanho eleva a área de contato entre as superfícies da esfera e da peça, aumentando a influência do atrito que restringe o fluxo de material da peça sobre a superfície da esfera, causando instabilidade durante o processo e elevando a força de roleteamento (DZIONK; DOBRZYNSKI; ŚCIBIORSKI, 2021). O aumento da velocidade reduziu sensivelmente o tamanho da onda de deformação, que é uma das razões pela redução de aproximadamente 15% da força de roleteamento.

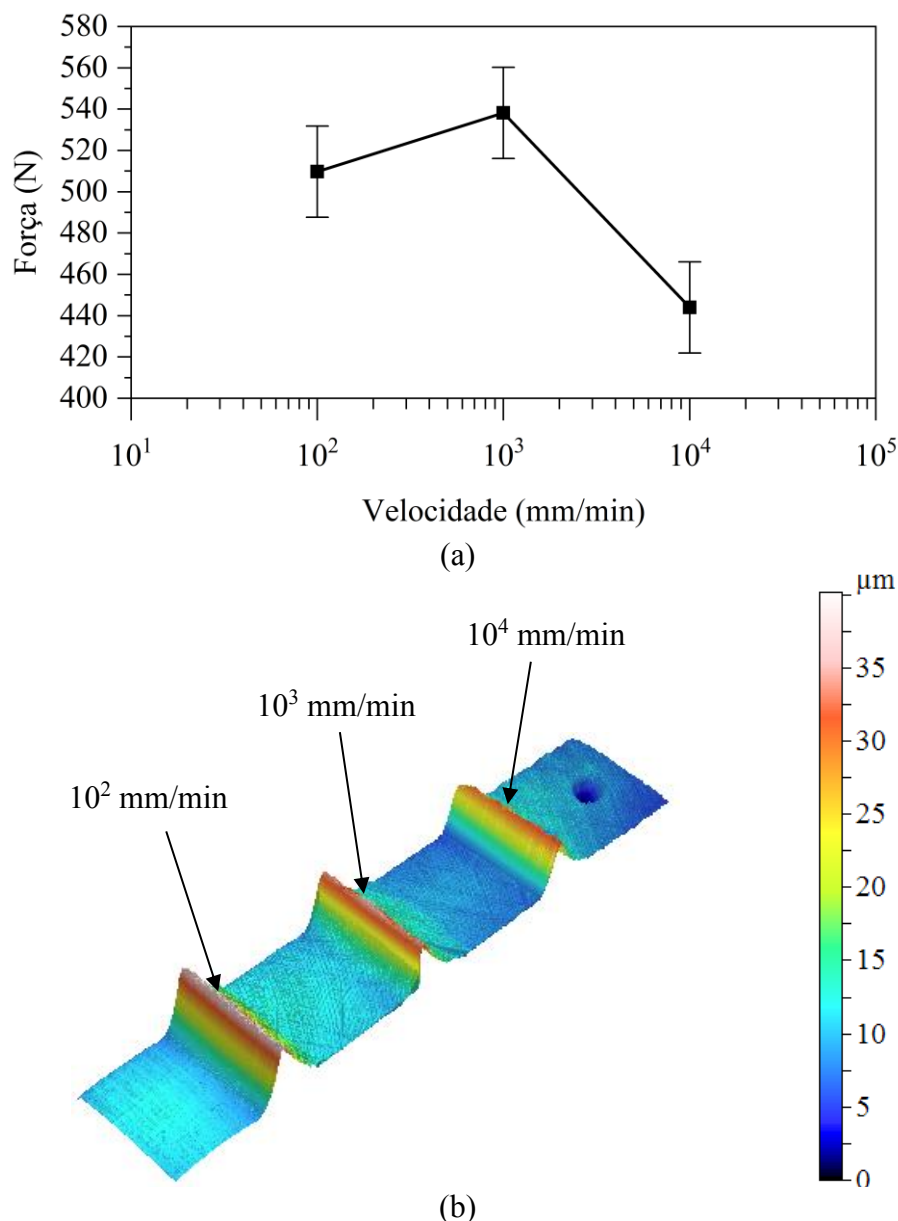


FIGURA 5.2 – Influência da velocidade de roleteamento sobre: (a) força de roleteamento e (b) onda de deformação.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

As Figuras 5.3a e 5.3b apresentam os resultados das forças de roleteamento e da onda de deformação em função do número de passes. Observa-se que as forças de roleteamento reduzem aproximadamente 11% quando o número de passes aumenta de um para três e 17%, de um para cinco. O aumento do número de passes de três para cinco não produziu variação significativa da força de roleteamento. O tamanho da onda de deformação é bastante afetado pelo número de passes de roleteamento. No primeiro passe, o contato da esfera ocorre contra o material não encruado e a altura da onda de deformação atinge o valor $30\ \mu\text{m}$ e, posteriormente, reduz para $17\ \mu\text{m}$ com o aumento para cinco passes, conforme visto na Figura 5.5b. Isso ocorre devido às sucessivas etapas de encruamento às quais o material é submetido em cada passe de

roleteamento, que reduz a capacidade de deformação do material. A tendência é de que o encruamento seja saturado e o aumento adicional do número de passes resulte somente em deformações elásticas (MUÑOZ-CUBILLOS; CORONADO; RODRÍGUEZ, 2017). Deve-se ressaltar que a deformação plástica está restrita à camada superficial roleteada, portanto, trata-se de deformação localizada. Esta redução da onda de deformação facilita o fluxo plástico de material, pois reduz o efeito do atrito. Observe que a altura da onda de deformação reduz de 30 μm com um passe para 15 μm com cinco passes. Isso reduz a área de contato entre a esfera e a superfície da peça (com a onda de deformação) para menos da metade.

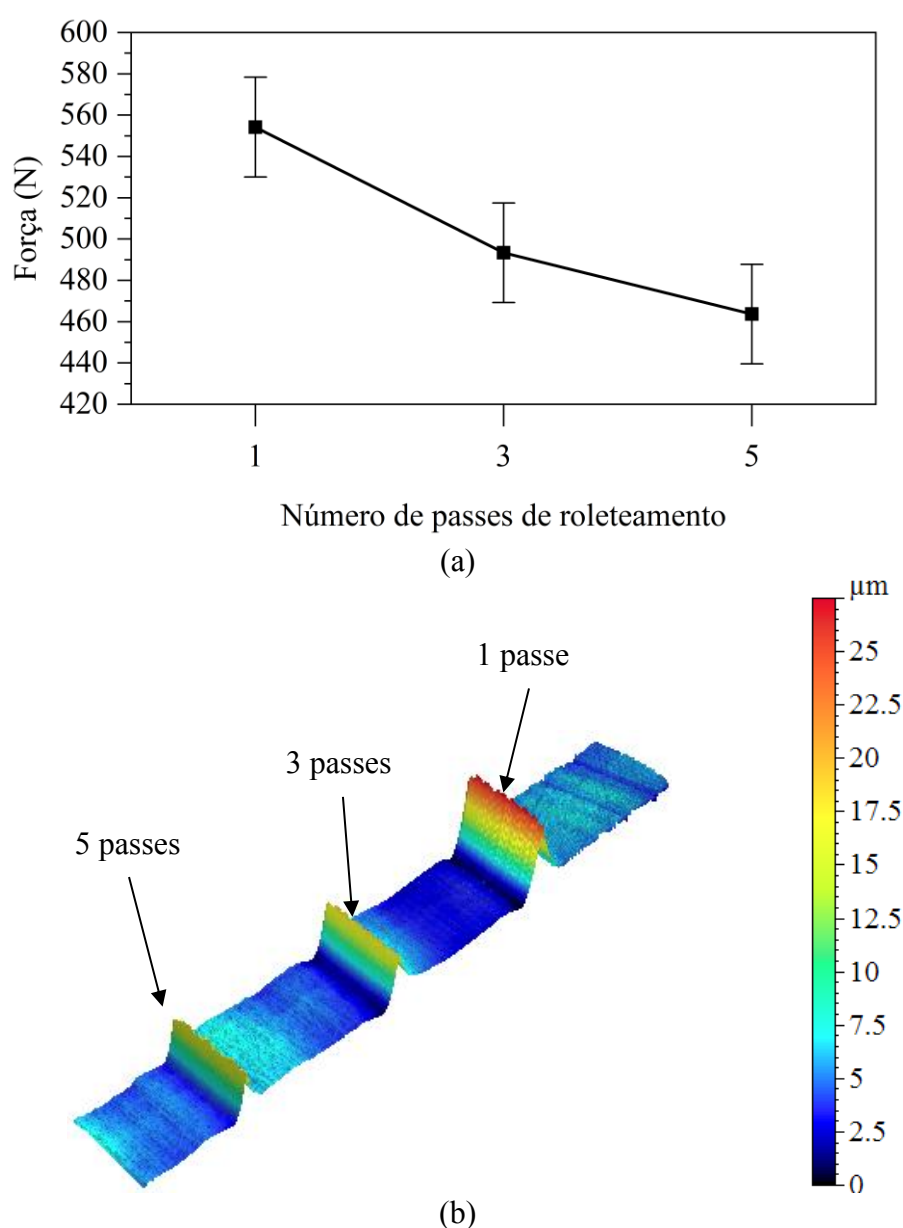
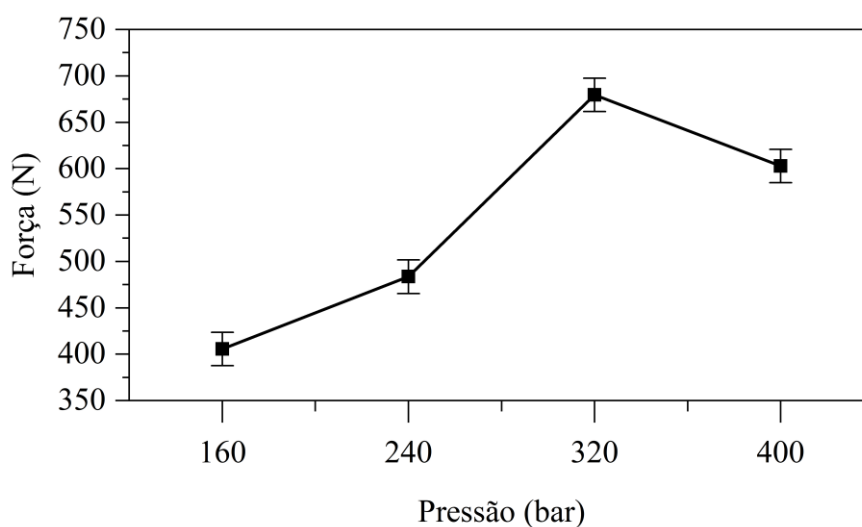


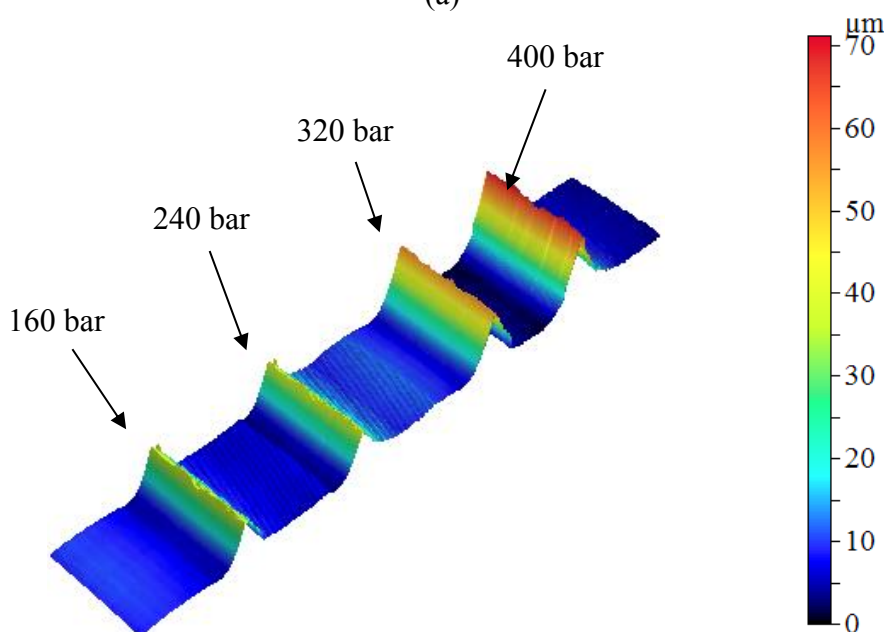
FIGURA 5.3 – Influência do número de passes de roleteamento sobre: (a) força de roleteamento e (b) onda de deformação.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

As Figuras 5.4a e 5.4bc representam, respectivamente, a influência da pressão de roleteamento sobre a força de roleteamento e o tamanho da onda de deformação.



(a)



(b)

FIGURA 5.4 – Influência da pressão de roleteamento sobre: (a) força de roleteamento e (b) onda de deformação.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

O aumento da pressão de roleteamento elevou em 20% a força de roleteamento quando a pressão foi aumentada de 160 para 240 bar. O aumento da pressão para 320 bar elevou em aproximadamente 42% a força de roleteamento, atingindo seu valor máximo e, posteriormente, reduziu em 12% com a pressão de 40 bar. O aumento da pressão de roleteamento fornece força motriz adicional para a deformação plástica, elevando assim o tamanho da onda de deformação. A maior onda de deformação é verificada a 400 bar, mesmo com a redução da força de

roleteamento. A redução da força de roleteamento pode ser em decorrência de defeitos localizados, como a onda deformar-se sobre si, como também identificado por Salahshoor e Guo (SALAHSHOOR; GUO, 2011), gerando trincas. A Figura 5.5 mostra a influência da pressão hidrostática ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$) sobre a superfície de roleteamento, destacando o defeito gerado pela onda que se deformou sobre si durante o roleteamento realizado sob a pressão de 400 bar.

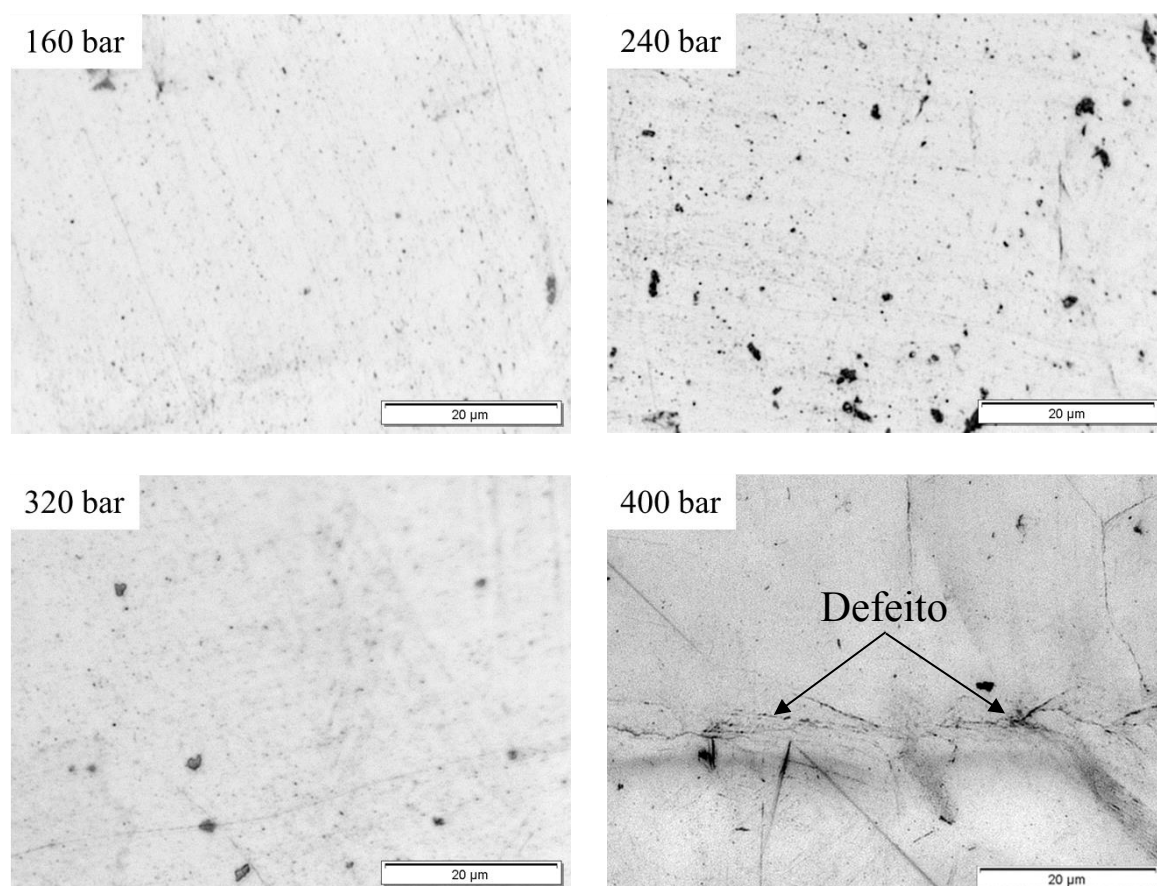


FIGURA 5.5 – Influência da pressão de roleteamento sobre a superfície roleteada sob as pressões de 160, 240, 320 e 400 bar.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.3 Dados de entrada para simulação numérica

Esta seção está dividida em ensaios de compressão e de pino sobre disco.

5.3.1 Ensaio de compressão

O primeiro ensaio de compressão teve a finalidade de verificar a influência do atrito entre a ferramenta de compressão e amostra. Para tanto, foi realizado um ensaio de compressão interrompido, o qual foi parado várias vezes para adicionar o lubrificante (grafita) na interface

da amostra e ferramenta. No segundo, o lubrificante somente foi adicionado uma única vez e o ensaio foi realizado de forma contínua, isto é, sem interrupção. A diferença dos resultados obtidos entre os dois ensaios foi mínima, como apresentado na Figura 5.6a, portanto, foi decidido pela realização de todos os ensaios sem interrupção, pois o tempo de operação é reduzido consideravelmente. Na etapa seguinte, foram realizados dois ensaios contínuos a fim de verificar sua reprodutibilidade. Observa-se, pela Figura 5.6b que as duas curvas quase se sobrepõem, confirmando a repetibilidade e confiabilidade do ensaio. A partir desses resultados, foi realizado somente um ensaio para cada condição de compressão. As curvas de tensão verdadeira versus deformação verdadeira, para diferentes taxas de deformação estão apresentadas na Figura 5.6c. Os dados dessas curvas foram tratados para a obtenção do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação e o coeficiente de resistência à taxa de deformação a uma deformação verdadeira de 0,14, cujos valores foram de 0,0283 e 639,63 MPa, respectivamente, a fim de demonstrar o comportamento da tensão de fluxo em função da taxa de deformação, como apresentado na Figura 5.6d. A equação que correlaciona a tensão verdadeira em função da taxa de deformação também está apresentada na Figura 5.6d. Nestas condições, a influência da taxa de deformação sobre a tensão de fluxo é baixa. Não foi possível realizar ensaios de compressão com velocidades mais elevadas devido às limitações do equipamento.

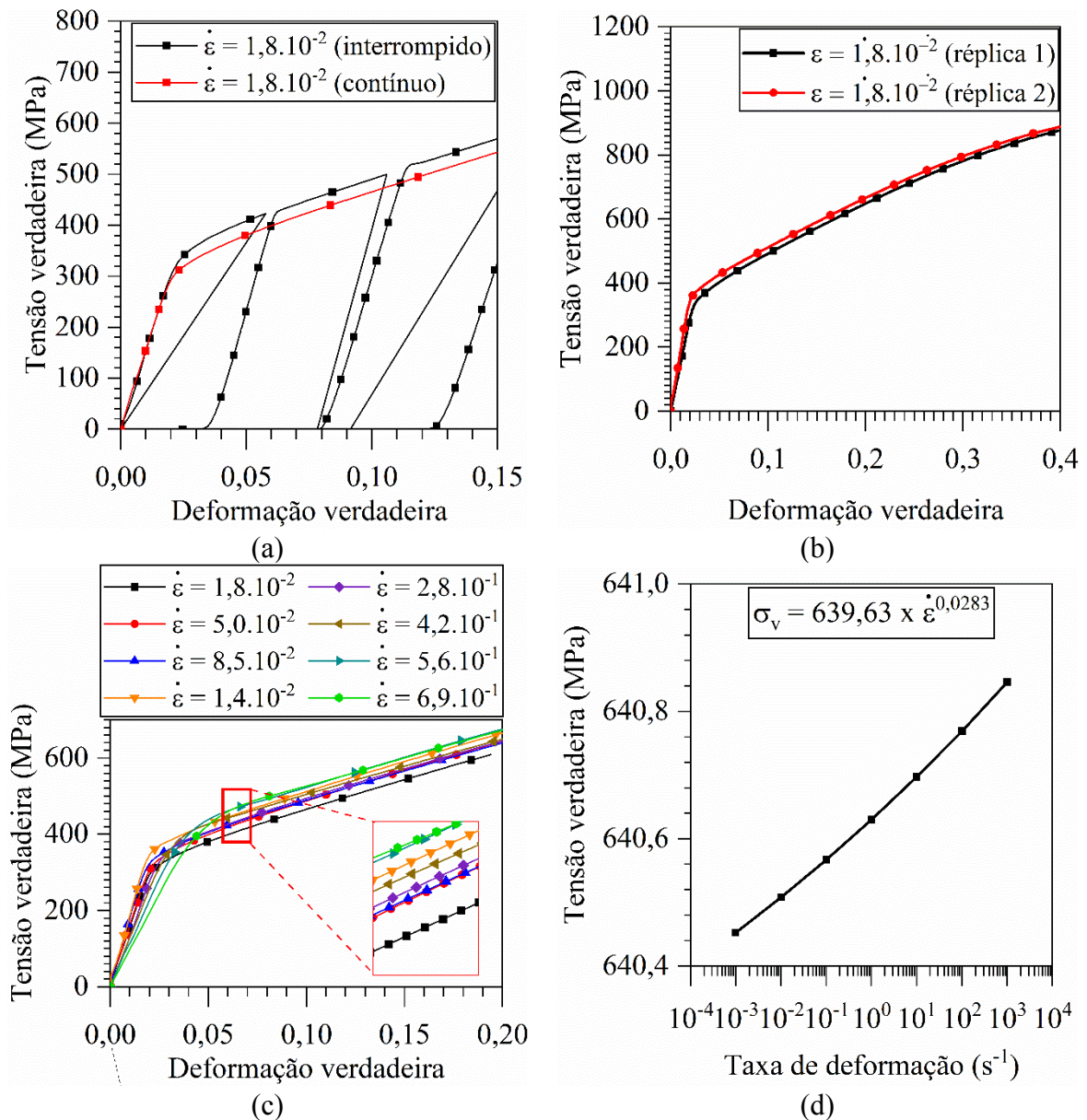


FIGURA 5.6 – Ensaio de compressão: (a) influência do atrito, (b) verificação da reprodutibilidade do ensaio, (c) curvas de compressão em função da taxa de deformação e (d) influência da taxa de deformação.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.3.2 Ensaio de pino sobre disco

A Figura 5.7 apresenta os resultados dos coeficientes de atrito para as velocidades de 10², 10³ e 10⁴ mm/min. Foram realizados ensaios com cargas de 5 e 10 N, e não se observou diferença significativa entre os coeficientes de atrito (μ) nem para a variação da velocidade, nem para a carga. As curvas convergem para um valor médio de $\mu = 0,2$. Contudo, deve-se considerar que no roleteamento o movimento de rolamento da esfera é muito maior que o deslizamento, o contato entre a esfera e a superfície da amostra ocorre uma única vez e o tempo de contato é muito curto, portanto, o coeficiente de atrito deve corresponder aos valores ao final do

runing-in. Quando se observa a curva na velocidade de 10^4 mm/min, o valor do coeficiente de atrito é muito elevado ao final do *runing-in*, além de existir uma instabilidade da curva em regime permanente, provocada pela adesão e quebra de contato entre as ligações das superfícies da peça e da esfera.

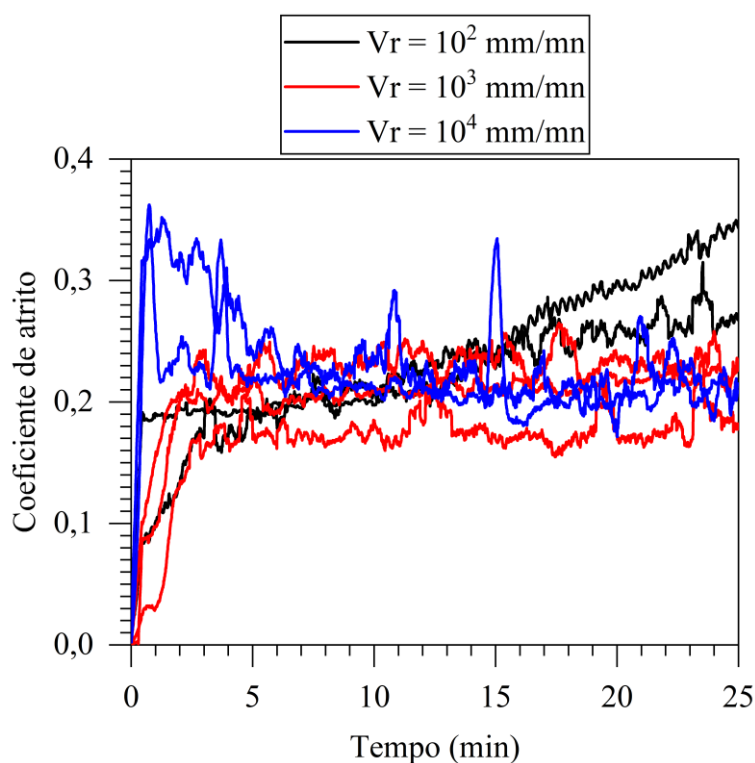


FIGURA 5.7 – Coeficiente de atrito em função do tempo com carga de 5N.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.4 Análise da simulação numérica

A Figura 5.8 apresenta o resultado de deformação efetiva pelo modelo numérico proposto para a pressão de roleteamento de 160 bar com um passe, velocidade de 10^2 mm/min e coeficiente de atrito de 0,2. A primeira observação refere-se à distribuição das deformações nas regiões de contato entre as superfícies da esfera e da peça (Região I). Durante o processo, o material que está se deformando tende a escoar sob a superfície da esfera, induzindo uma força atrito na direção oposta ao fluxo de material e convergindo para o centro da interface de contato esfera-peça, isto é, não há movimento relativo entre os corpos envolvidos gerando um ponto de estagnação, o que resulta em um plano vertical dentro da zona de deformação onde são desenvolvidas as forças máximas de roleteamento. Conseqüentemente, tanto o escoamento quanto as deformações sejam próximas de zero, promovendo a formação de uma zona morta. Logo abaixo dessa zona morta (Região II), o material ainda é submetido a tensões de cisalhamento, decorrentes dessa convergência do atrito, mas em menor intensidade, permitindo

que o material nesta região tenha a menor restrição ao fluxo e atinge o valor máximo de deformação. Este fenômeno pode ser explicado pela Teoria de Contato de Hertz (KLOCKE; MADER, 2005), aplicada ao regime plástico, que identifica as maiores tensões de cisalhamento abaixo da superfície durante o contato entre a esfera e a superfície da peça. O material nessa região de deformação, que é adjacente à Região I, apresenta um escoamento ascendente, que se desenvolve entorno da esfera, tanto na direção de roleteamento (eixo Y) quanto na direção de avanço da ferramenta (eixo X), principalmente nessa última direção (Região III), cujo fluxo ascendente do material é responsável pela formação da onda de deformação apresentada nas Figuras 5.2b, 5.3b e 5.4b.

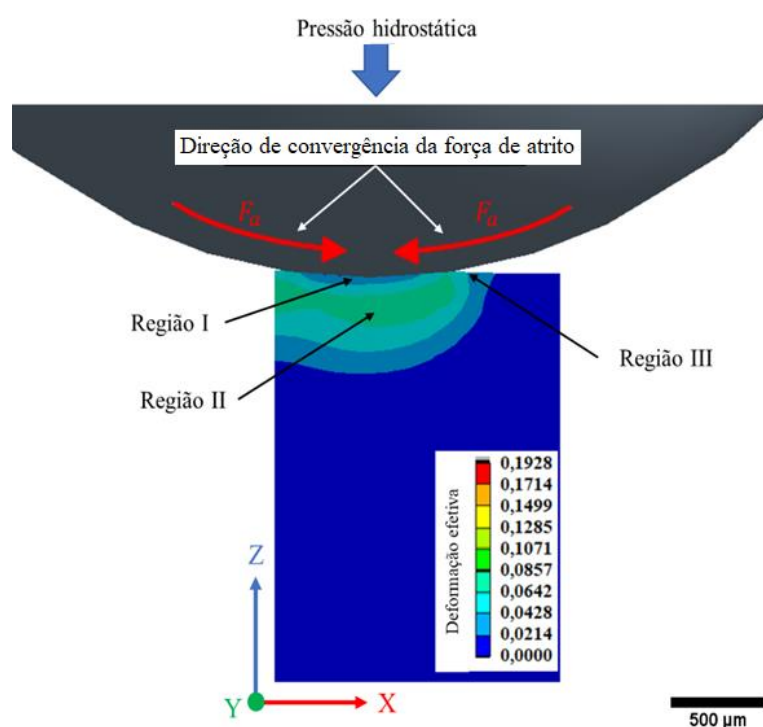


FIGURA 5.8 – Análise da simulação numérica do processo de roleteamento sob baixa plasticidade ($P_r = 160$ bar; $n = 1$, $V_r = 10^2$ mm/min e $\mu = 0,2$).

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

A Figura 5.9 apresenta os resultados da simulação numérica, demonstrando a influência da direcionalidade das deformações da amostra roleteada com pressão de 160 bar, um passe de roleteamento, velocidade de 10^2 mm/min e coeficiente de atrito de 0,2. Os resultados de deformação para o estado triaxial está ilustrado na Figura 5.9 (a) e nas Figuras 5.9 (b), 5.9 (c) e 5.9 (d) apresentam os resultados das deformações principais nas direções de avanço (eixo X), de roleteamento (eixo Y) e de aplicação da força de roleteamento (eixo Z). A escala apresentada na Figura 5.9 (a) é aplicável as outras figuras. A deformação efetiva (deformação equivalente) é a composição das deformações desenvolvidas nas direções x, y e z, e por ser maior do que as deformações desenvolvidas pode comprometer na interpretação dos resultados numéricos e até

mesmo no entendimento do processo. Para isso, foram avaliadas as deformações separadamente nas direções dos eixos x, y e z. Observa-se que o maior valor de deformação (0,1758) ocorreu na direção do eixo z, coincidindo com a direção de aplicação da força de roleteamento, tornando-a a mais significativa. Avaliando as deformações nas direções dos eixos x e y, as maiores deformações são em média 3 vezes menor do que a observada no eixo z, no entanto, apesar de serem menores, as deformações observadas na direção do eixo x (direção de avanço) contribuem na formação da onda que se forma em torno da esfera. Analisando os valores das deformações, em módulo, as deformações na direção em y apresentam os mesmos valores numéricos na tração e compressão, e partindo do pressuposto que o material apresenta o mesmo comportamento mecânico quando submetido a tração e compressão, as deformações nesta direção são mais homogêneas (uniformes).

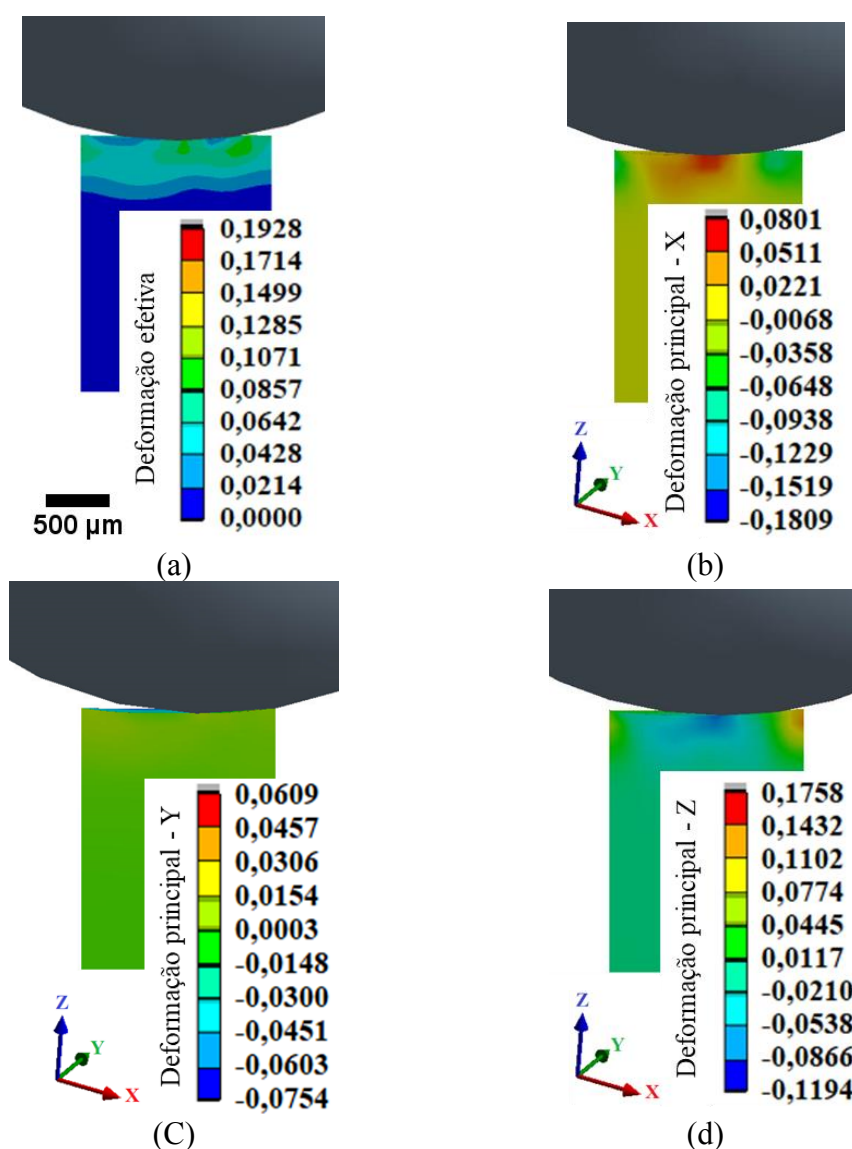


FIGURA 5.9 – Simulação numérica: influência da direcionalidade das deformações (a) tridimensional, (b) direção de avanço (eixo X), (c) direção de roleteamento (eixo Y) e (d) direção de aplicação da força de roleteamento (eixo Z) com 160 bar.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

A Figura 5.10 apresenta o resultado de deformação efetiva em função do percurso da ferramenta para o roleteamento realizado a pressão de 160 bar, velocidade de 10^2 mm/min, um passe e coeficiente de atrito de 0,2. O percurso avaliado está ilustrado na Figura 5.10 (a). O objetivo desta análise é avaliar a deformação do material ao longo do processo. Para tanto, foram analisadas as seções transversais das amostras, durante o contato com a esfera, em quatro posições subsequentes. Os resultados de deformação efetiva para cada posição da ferramenta de roleteamento ao longo do percurso estão apresentados na Figura 5.10 (b). Os resultados mostram que a deformação plástica do material aumenta ao longo da trajetória, ou seja, à medida que a ferramenta se desloca, por exemplo, da trajetória de número 1 para a trajetória de número 2 e assim por diante, o encruamento na superfície deformada, jusante ao percurso, é acumulativo. A onda de deformação que é formada é deformada pela ferramenta de forma consecutiva, o que resulta em uma elevada deformação plástica, principalmente na superfície. Macroscopicamente, não se observa deformação plástica nas amostras roleteadas, caracterizando deformações microscópicas, portanto, essas deformações próximas à superfície ocorrem de maneira localizada. Ao longo da subsuperfície, o efeito da pressão da ferramenta sobre a deformação também aumenta, conforme explicado anteriormente pela Teoria de Contato de Hertz, mas se estabiliza a uma profundidade entre 1 a 2 mm (Dalcin et al., 2019). Os resultados de deformação próximo à superfície obtido pela simulação numérica compreendem uma faixa entre 0,04 a 0,08 e o valor de deformação obtido, indiretamente, por difração de raios-X apresentou um valor de 0,06, indicando uma boa consonância entre os resultados.

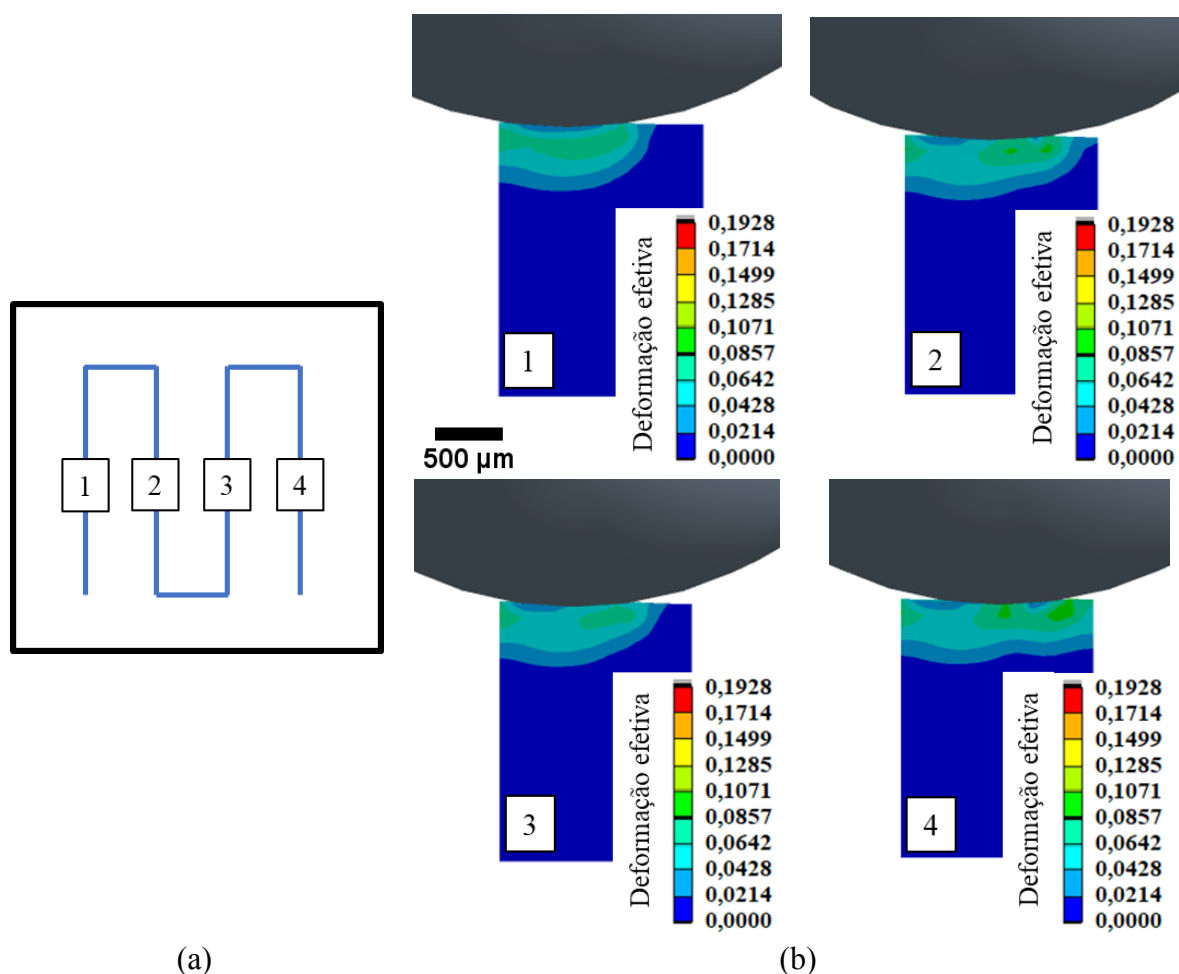


FIGURA 5.10 – Simulação numérica: influência do roleteamento sobre a deformação efetiva ao longo do percurso de roleteamento para a pressão de 160 bar ($V_r = 10^2$ mm/min, $n = 1$ e $\mu = 0,2$).
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

A Figura 5.11 apresenta a influência do aumento do número de passes de roleteamento sobre a deformação efetiva em função do percurso da ferramenta. Para essa análise, foram considerados dois passes subsequentes de roleteamento ($P_r = 160$ bar, $V_r = 10^2$ mm/min e $\mu = 0,2$). O percurso avaliado está ilustrado na Figura 5.11a. Assim como na análise anterior, as seções transversais das amostras, durante o contato com a esfera, foram avaliadas em quatro posições consecutivas e os resultados de deformação efetiva estão apresentados na Figura 5.11b. Observa-se que as evoluções das deformações efetivas ao longo da trajetória de processamento foram similares ao modelo numérico anterior, podendo assim, serem descritas como na análise anterior. Ressalta-se que os modelos numéricos propostos são formulados pela Mecânica do Contínuo, portanto, negligenciam quaisquer mudanças fenomenológicas que venham alterar o comportamento mecânico do material, como por exemplo, o tamanho de grão. Apesar dessa simplificação, o modelo numérico proposto foi capaz de identificar que a intensidade das deformações plásticas aumenta com o aumento do número de passes de roleteamento. No entanto, observa-se que a profundidade da deformação

para o segundo passe de roleteamento é menos afetada que para um passe, uma vez que para essa trajetória, o contato entre a esfera e o material ocorre em uma superfície previamente deformada (pelo passe anterior). O aumento da deformação plástica na superfície aumenta, mas há uma tendência de se estabilizar ao longo do novo percurso de processamento. Isso pode ser verificado pela Figura 5.3b, que mostra uma redução da onda de deformação com aumento do número de passes devido ao efeito do encruamento progressivo do material em cada passo de roleteamento.

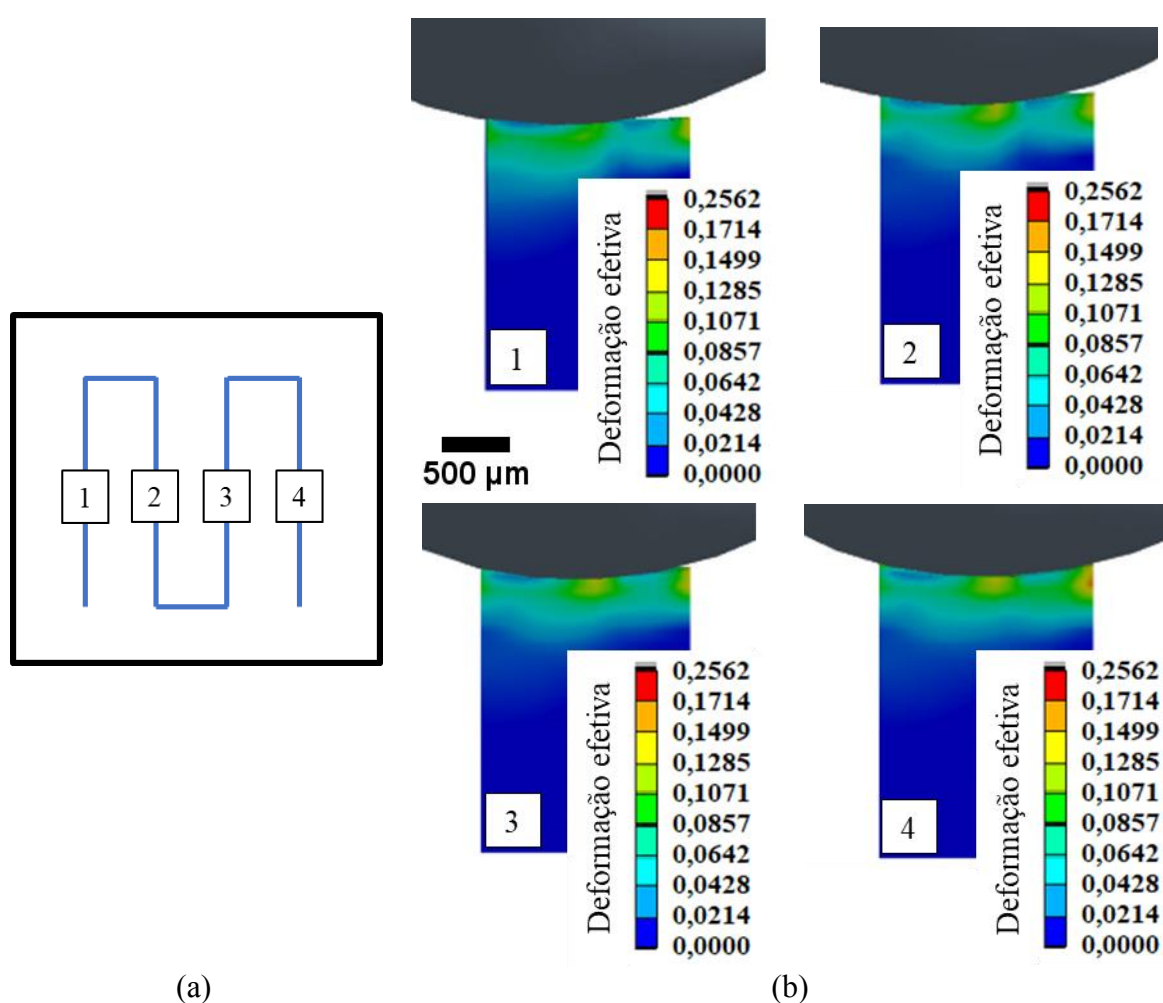


FIGURA 5.11 – Simulação numérica: influência do número de passes de roleteamento sobre a deformação efetiva ($P_r = 160$ bar, $V_r = 10^2$ mm/min, $n = 2$ e $\mu = 0,2$).

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Para avaliar a influência da pressão de roleteamento, foram considerados somente os valores extremos de 160 bar (Figura 5.10) e 400 bar (Figura 5.12). Os outros parâmetros de roleteamento foram mantidos constantes para ambas análises ($V_r = 10^2$ mm/min, $n = 1$ e $\mu = 0,2$). Como esperado, o aumento da pressão de roleteamento resultou em um aumento na intensidade de deformação, além de induzir uma maior profundidade da camada deformada. As

deformações máximas obtidas próximas à superfície pelo modelo numérico proposto estão em uma faixa entre 0,18 a 0,24 e a deformação obtida indiretamente por difração de raios-X foi de 0,23. Nota-se que a intensidade da deformação localizada é elevada ao ponto de fornecer força motriz para uma possível transformação de fase, considerando-se que não se observa deformação plástica macroscópica.

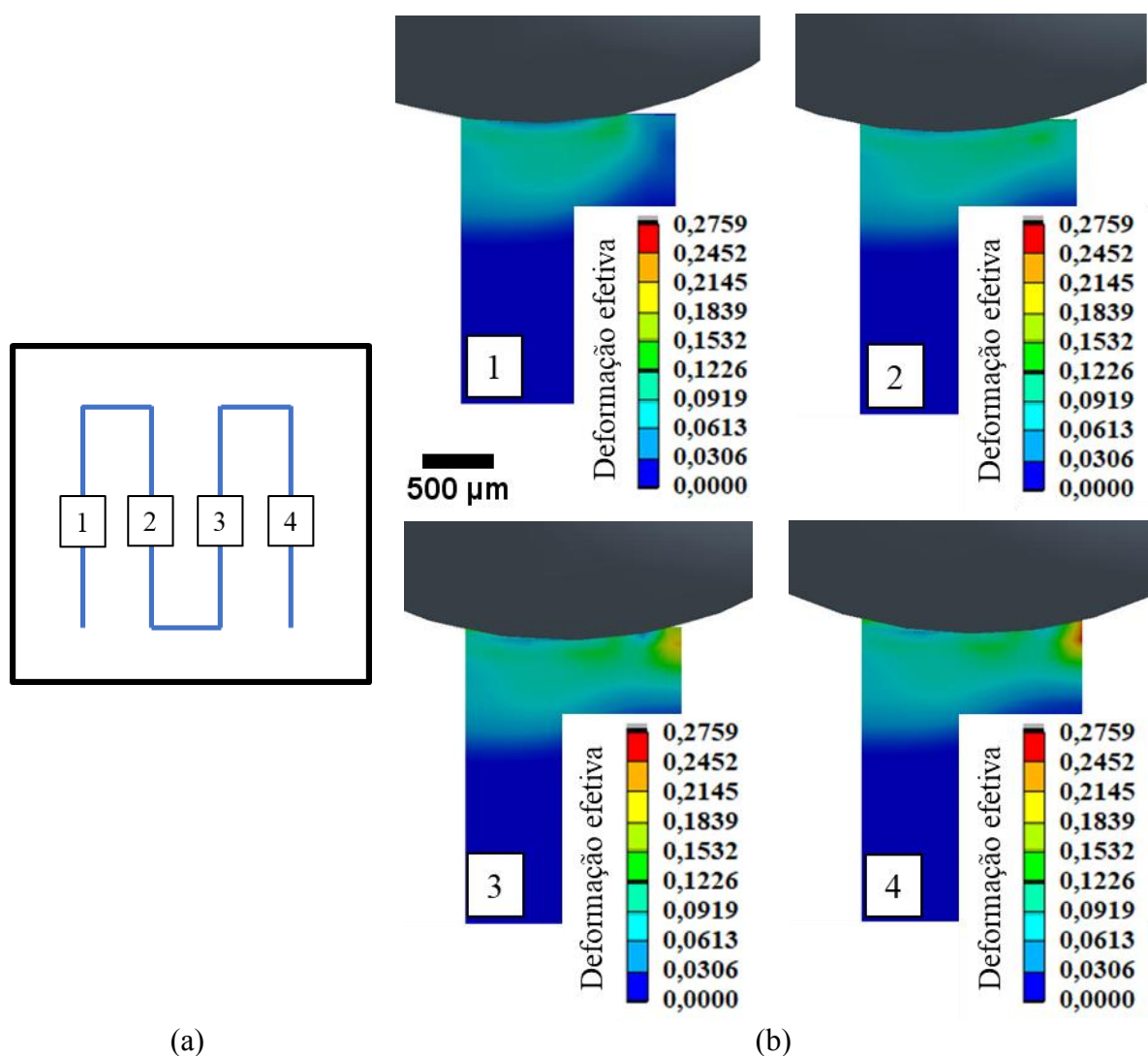


FIGURA 5.12 – Simulação numérica: influência da pressão de roleteamento sobre a deformação efetiva com a pressão de 400 bar ($V_r = 10^2$ mm/min, $n = 1$ e $\mu = 0,2$).
FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

O coeficiente de atrito foi definido em um ensaio de pino sobre disco, que não representa uma condição similar ao roleteamento, isso porque, no roleteamento, o movimento rolamento da esfera sobre a superfície da amostra predomina sobre o deslizamento do material que flui sobre a superfície da esfera. O ensaio de pino sobre disco representa a condição extrema de deslizamento. Para um melhor entendimento do atrito entre o par esfera-amostra, foi feita uma simulação com o coeficiente de atrito de 0,02 (Figura 5.13a) a fim de compará-la com a

simulação com o atrito de 0,2 (Figura 5.13b). Os parâmetros de roleteamento foram mantidos constantes para ambas condições ($P_r = 160$ bar, $V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$). Conforme explicado anteriormente, as forças de atrito inibem o fluxo de material formando uma zona de deformação que tende a zero. À medida que o coeficiente de atrito diminui, as forças de atrito, por propriedade transitiva, reduzem, facilitando o fluxo de material. Tanto a intensidade da deformação plástica, quanto a extensão da região deformada aumentam. Isso favorece a uniformização da deformação plástica e, por consequência, as propriedades mecânicas obtidas pelo processo.

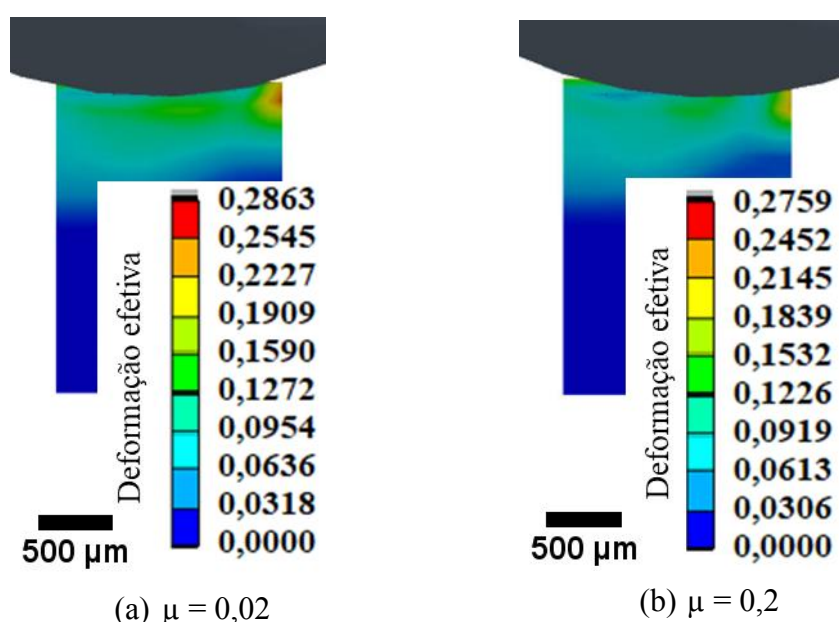


FIGURA 5.13 – Simulação numérica: influência do coeficiente de atrito sobre as deformações efetivas no processo de roleteamento ($P_r = 160$ bar, $V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$).

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.5 Análise de difração e raios-X, dureza instrumentada e EBSD

A Figura 5.14 apresenta os gráficos de XRD e GIXRD da amostra controle (sem roleteamento), indicando somente a picos de austenita (γ).

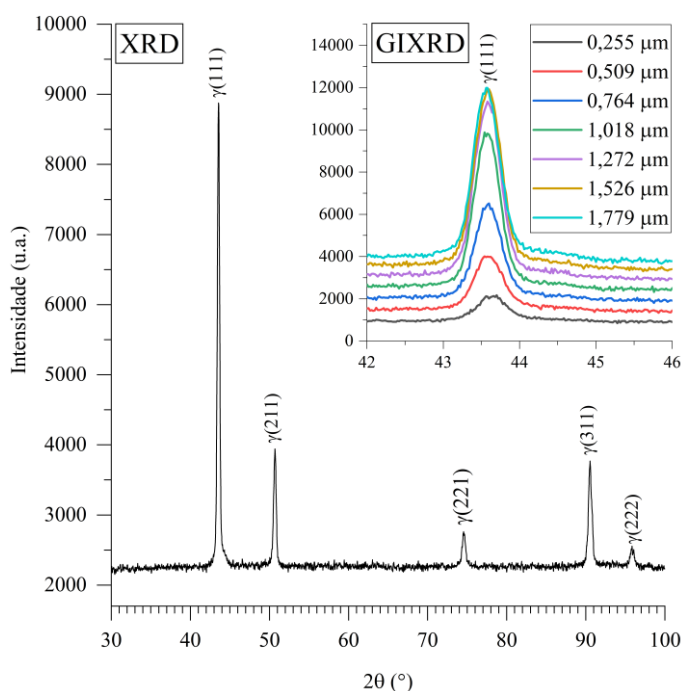


FIGURA 5.14 – Gráficos de XRD e GIXRD da amostra controle (sem roleteamento).

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Os gráficos de XRD das amostras roleteadas com a pressão de 160 bar estão ilustrados na Figura 5.15. Os demais gráficos das amostras roleteadas com as pressões de 240, 320 e 400 bar estão localizados no Apêndice D. Um dos objetivos do trabalho é verificar se o processo de roleteamento é capaz de induzir a transformação de fase no material. O fato de o processo de roleteamento não induzir deformação plástica macroscópica ou mesmo a baixa intensidade de deformação plástica, que é inerente ao processo de tratamento superficial mecânico, podem não fornecer força motriz suficiente para induzir a formação de martensita. As análises de difração mostraram o contrário e, diferentemente da amostra de controle (sem roleteamento), que apresentou somente picos de austenita, todas as amostras roleteadas apresentam picos de martensita- α' na subsuperfície, ainda que em menor intensidade. Vale ressaltar que a temperatura Md_{30} foi de $-10,4$ °C, o que significa que a deformação verdadeira foi no processo de roleteamento foi superior a 30 %. O plano cristalográfico predominante de α' é (110) e sua intensidade é fortemente dependente dos parâmetros de roleteamento. Outros picos de martensita também surgiram nos planos (200), (211) e (220), mas somente são

observados nas condições de roleteamento mais severas, ou seja, aquelas que induzem a uma maior deformação plástica, como maior número de passes ou elevação da pressão. As análises não identificaram a formação de martensita- ϵ , podendo ser um indicativo de que a nucleação da martensita- α' ocorre em outros sítios. A simulação numérica mostrou que a deformação plástica localizada é bastante elevada, portanto, nessas regiões forma-se uma camada de martensita- α' . Deve-se ressaltar que essa camada de α' não é uniforme, pois há uma grande variação da deformação plástica que é influenciada tanto pelo efeito do atrito quanto pela capacidade do processo fornecer uma força motriz à transformação.

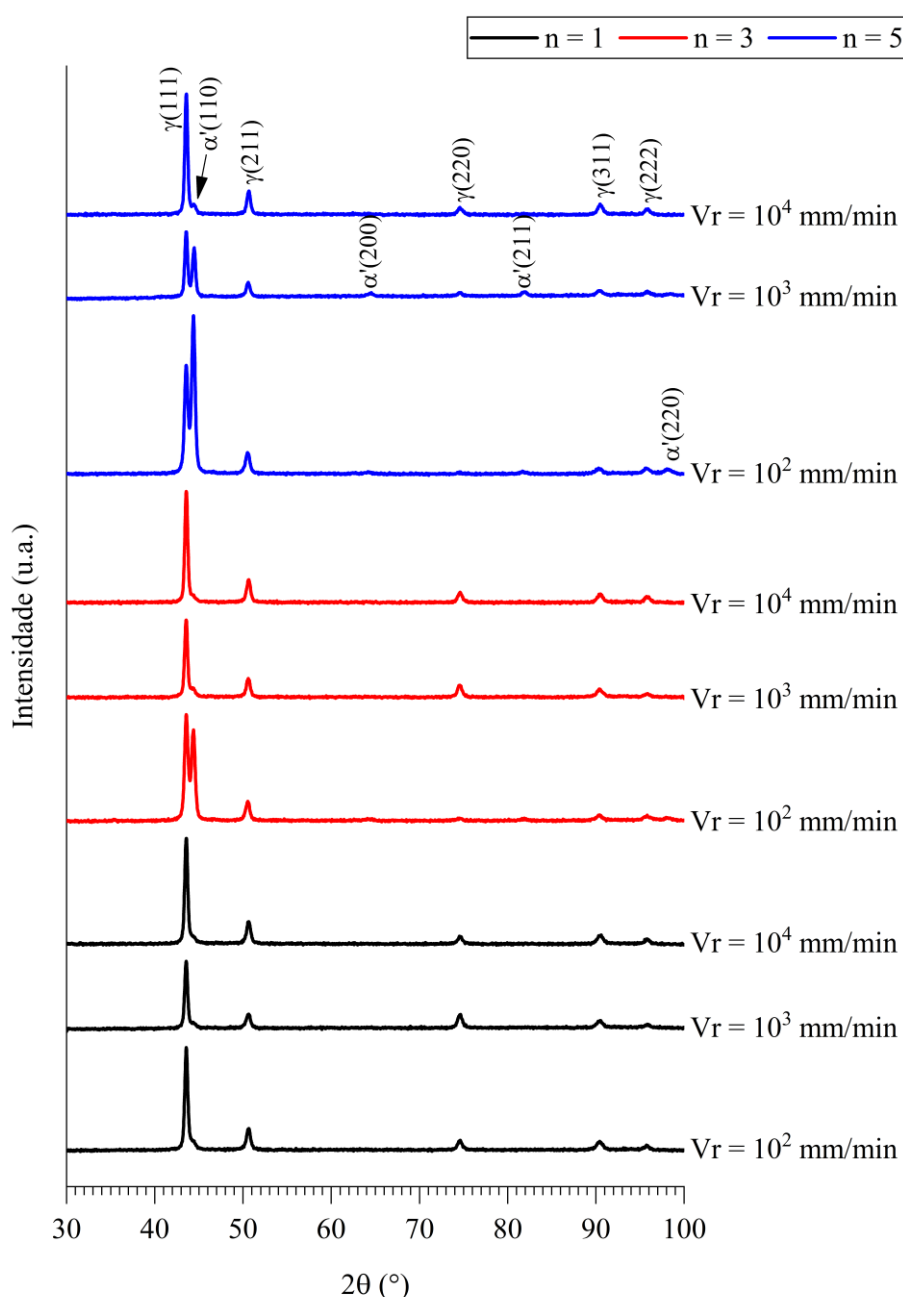


FIGURA 5.15 – Gráficos de XRD para amostras roleteado a 160 bar.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

As análises próximas à superfície (profundidade $< 2\mu\text{m}$) das amostras roleteadas com a pressão de 160 bar, avaliada por GIXRD (Figura 5.16), apresentaram resultados similares aos das análises de XRD, indicando que o processo de roleteamento induz a formação de martensita- α' na superfície das amostras. Além da baixa intensidade de deformação plástica, tem-se o efeito do atrito, que inibe o fluxo plástico de material da amostra sobre a superfície da esfera, impossibilitando ainda mais a formação de martensita- α' , uma vez que as deformações desenvolvidas na superfície da amostra tendem a zero, conseqüentemente, a força motriz mecânica para transformação de fase tende a ser nula. As condições mencionadas que dificultam a formação da martensita- α' referem-se não somente ao de processo de roleteamento, mas também às limitações do material. De acordo com Nikitin e Altenberger (2007), a temperatura para completa inibição da transformação da martensita induzida por deformação plástica para os tratamentos mecânicos superficiais do inoxidável austenítico AISI 304 é de aproximadamente 50°C . No entanto, foi observado que o processo induziu a formação de martensita- α' próximo a superfície roleteada. Em condições de roleteamento que induzem uma deformação plástica severa (como $n = 3$ e $n = 5$), o pico de martensita- α' próxima à superfície (1°) é maior que o pico de austenita. A formação de martensita- α' induzida por deformação plástica próxima à superfície tem um papel fundamental na vida útil sob fadiga de peças, conforme demonstrado por Altenberger *et al.* (1999). Os autores observaram que a martensita- α' formada próximo à superfície induziu a uma elevada intensidade de tensão residual de compressão, aumentando ainda mais a vida sob fadiga. A simulação numérica demonstrou que a região à frente da ferramenta de roleteamento é deformada plasticamente com elevada intensidade. O fluxo de material forma uma onda de deformação (vide Figura 5.2b, 5.3b e 5.4b) que é encruada continuamente ao longo do processo de roleteamento. As imagens de GIXRD das amostras roleteadas com as pressões de 240, 320 e 400 bar estão dispostas no apêndice D.

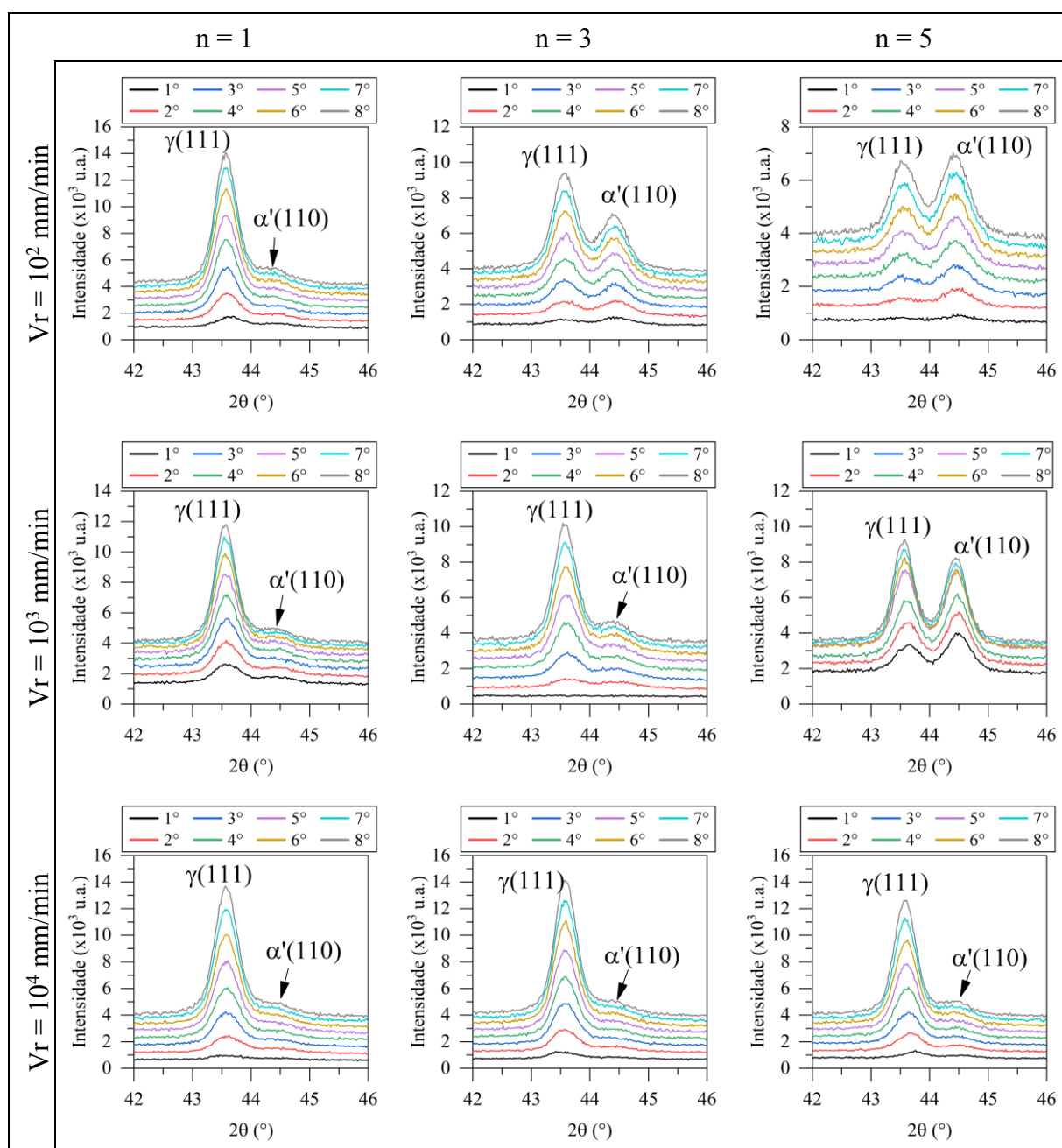


FIGURA 5.16 – Gráficos de XRD para amostras roleteado a 160 bar.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Foram escolhidos, de forma aleatória, alguns perfis de microdureza a fim de demonstrar o efeito do processo de roleteamento em função da profundidade roleteada (Figura 5.17). A medição da microdureza parte da profundidade de 20 μm . Os resultados corroboram aqueles obtidos pela simulação numérica. Observa-se que o material é deformado próximo à superfície, uma vez que a dureza nessa região é maior do que àquela identificada a profundidade de 1 mm (profundidade na qual a dureza tende a se estabilizar). A dureza máxima ocorre aproximadamente a 0,1 mm abaixo da superfície. Os resultados da simulação numérica

mostraram que nesta região (região II da Figura 5.8) o efeito do atrito é atenuado, dando maior liberdade ao fluxo plástico do material, resultando em deformações plásticas mais elevadas e, conseqüentemente, valores de dureza mais altos. Mesmo sendo um processo de baixa plasticidade, a profundidade afetada pelo roleteamento foi elevada (aproximadamente 1 mm) e a dureza cai exponencialmente a partir do valor máximo.

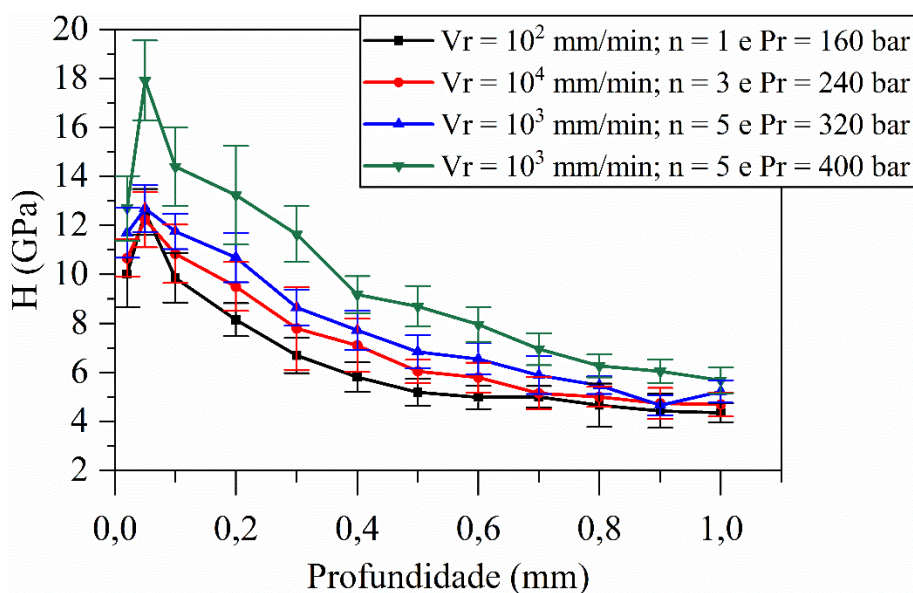


FIGURA 5.17 – Influência do processo de roleteamento sobre o perfil de microdureza.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Para a análise, por meio de EBSD, da influência da velocidade de roleteamento, considerou-se os valores extremos ($V_r = 10^2$ e 10^4 mm/min), um passe de roleteamento e pressão de 320 bar. Para a verificação da influência do número de passes, os valores extremos ($n = 1$ e $n = 5$) foram considerados, com velocidade intermediária ($V_r = 10^3$ mm/min) e pressão de 320 bar. A pressão de 320 bar foi escolhida por representar a maior força de roleteamento. Foram consideradas as pressões de 160, 240 e 320 bar ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$). A pressão de 400 bar foi eliminada desta análise, pois demonstrou ser uma condição deletéria ao processo.

A Figura 5.18 apresenta os resultados da análise de EBSD da amostra controle (sem roleteamento). A técnica não foi capaz de identificar a presença martensita- α' , confirmada pelas análises de difração de raios-x, que indicaram a predominância da fase austenítica após o tratamento de solubilização. Observa-se, pela figura de polo inversa (IPF), apresentada na Figura 5.18a, que a microestrutura é composta por grãos homogêneos e maclas de recozimento. O mapa da banda de contraste com o grau de desorientação dos grãos (Figura 5.18b) indicou, predominantemente, contornos de alto ângulo (linhas verdes, ângulos $> 15^\circ$) e baixa quantidade de contornos de baixo ângulo (linhas vermelhas, ângulos $< 5^\circ$). A Figura 5.18c ilustra a imagem

de qualidade (IQ) da amostra roleteada com 320 bar, $n = 1$ e $V_r = 10^3$ mm/min. Observa-se uma grande quantidade de bandas de deformação que se formaram a partir da superfície roleteada e que se estenderam para camadas subsuperficiais. Especificamente para esta condição, a profundidade máxima em que se formaram as bandas de deformação foi de aproximadamente 300 μm . Esse é um aspecto importante pois as bandas de deformação são sítios preferenciais para a formação de martensita- α' (STAUDHAMMER; MURR; HECKER, 1983).

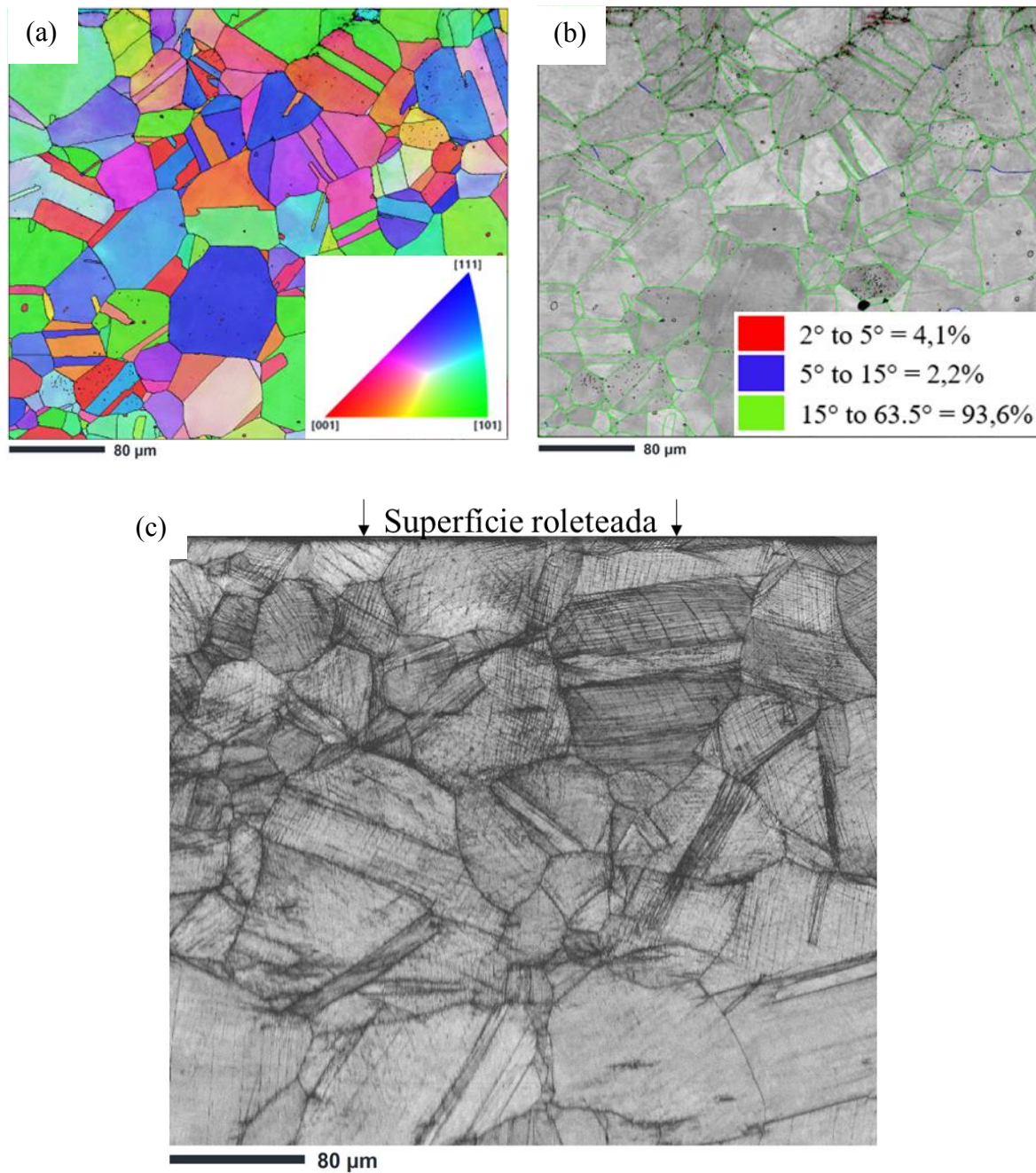


FIGURA 5.18 – Análise de EBSD: (a) IPF e (b) mapa da banda de contraste com o grau de desorientação dos grãos da amostra de controle e (c) IQ da amostra roleteada.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.5.1 Influência da velocidade de roleteamento

Este tópico está subdividido em análise subsuperficial (difração de raios-X com incidência de ângulo normal), análise superficial (difração de raios-X com incidência de ângulo rasante) da transformação de fase induzida por deformação plástica e análise de dureza instrumentada subsuperficial e superficial.

5.5.1.1 Análise subsuperficial da fração martensítica induzida por deformação plástica e da microdureza

A Figura 5.19 apresenta a influência da velocidade de roleteamento sobre a fração transformada de martensita- α' para as pressões de 160 bar (5.19a), 240 bar (5.19b), 320 bar (5.19c) e 400 bar (5.19d). Independentemente da pressão e do número de passes, o aumento da velocidade de roleteamento diminui consideravelmente a fração de martensita formada. Em condições brandas de deformação plástica (pressões de 160 e 240 bar), o roleteamento realizado à velocidade de 10^4 mm/min tende a inibir a formação de martensita- α' . Este comportamento é mais evidenciado no roleteamento com a velocidade de 10^2 mm/min com três e cinco passes (Figura 5.19a), cujas frações de α' chegam a 40 e 55%, respectivamente, e reduzem para menos que 5% quando a velocidade é aumentada para 10^4 mm/min. Embora a redução da fração de α' também seja brusca em pressões mais elevadas (320 e 400 bar), esta fração é maior devido ao aumento da pressão que induz uma maior deformação plástica. Os resultados de tamanho da onda de deformação e, principalmente, da força de roleteamento também corroboram estes resultados, uma vez que ambas reduziram consideravelmente à velocidade de 10^4 mm/min. Esse fenômeno pode ser justificado pelo baixo tempo de contato entre a esfera de roleteamento e a peça. Deste modo, os mecanismos de deformação plástica (deslizamento, maclas e formação de martensita- α') não dispõem de tempo para reagir à ação mecânica imposta pela ferramenta.

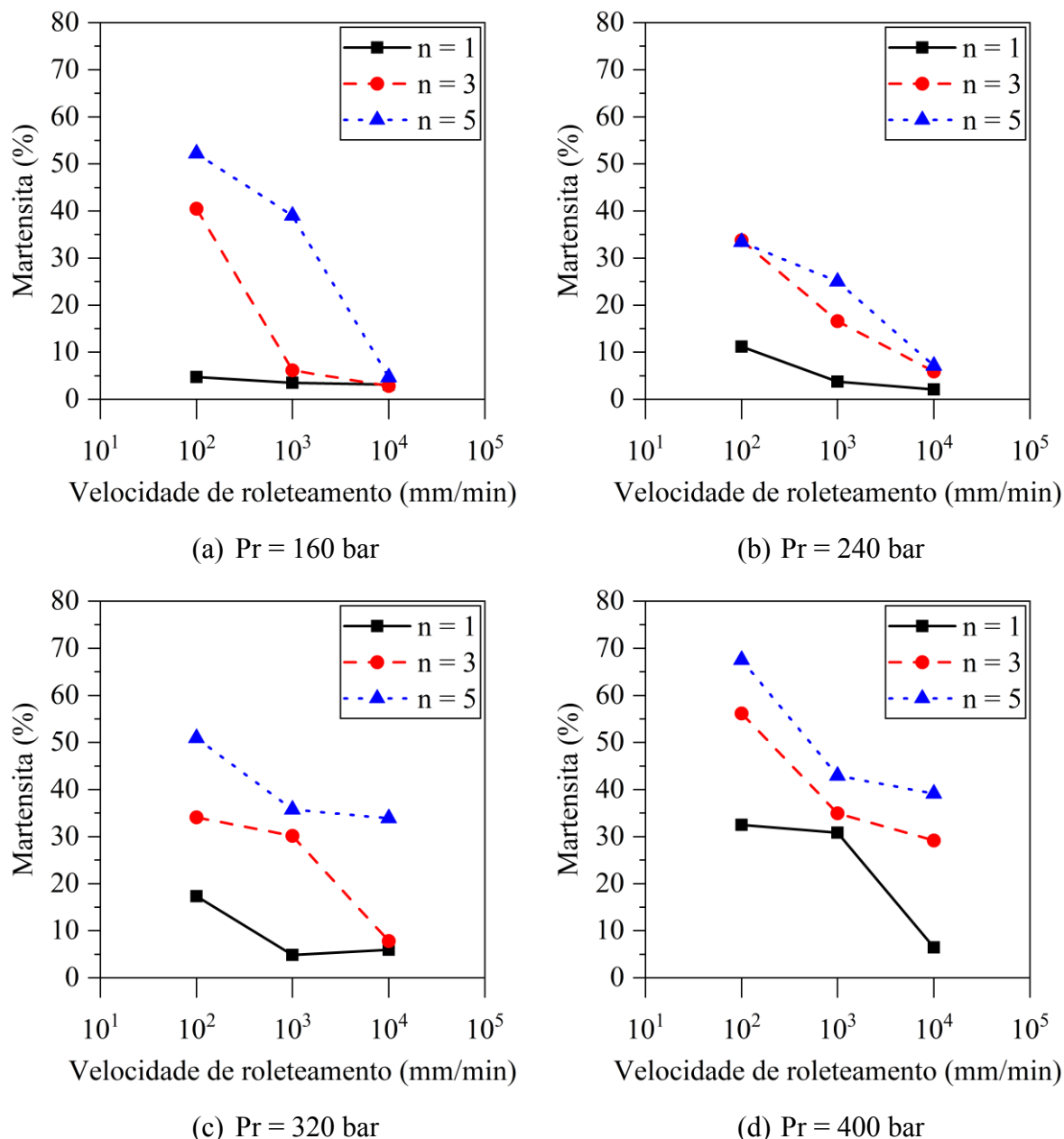


FIGURA 5.19 – Influência da velocidade de roleteamento sobre a fração martensítica na subsuperfície.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

A influência da velocidade de roleteamento sobre a microdureza na seção transversal da amostra roleteada está apresentada na Figura 5.20. São apresentados resultados de microdureza somente de algumas condições selecionadas de roleteamento, que são representativas e cujos resultados podem ser estendidos às outras condições, pois apresentam o mesmo efeito. Para um passe de roleteamento (Figura 5.20a), a variação da velocidade de roleteamento não foi significativa. A curva de microdureza apresenta um comportamento similar ao observado nas análises de XRD (Figura 5.19). Com cinco passes de roleteamento, observa-se que o aumento da velocidade diminuiu consideravelmente a intensidade da dureza (vide Figura 5.20b). Por exemplo, as durezas máximas foi de aproximadamente 16 GPa, nas

velocidades de 10^2 mm/min, contra 13 GPa, na velocidade de 10^3 e 10^4 mm/min. Adicionalmente, a profundidade também foi afetada pela velocidade de roleteamento, estabilizando-se com 0,5 mm com a velocidade de 10^4 mm/min contra 0,8 mm nas velocidades de 10^2 e 10^3 mm/min. Isso sugere que o aumento da velocidade diminui a deformação plástica. A maior dureza ocorreu a uma profundidade entre 50 a 100 μ m. O ensaio de XRD não atingiu essa profundidade, portanto, não se pode concluir que as frações de martensita apresentadas pelas análises correspondem aos valores máximos, mas, certamente, o comportamento da velocidade de roleteamento em relação à transformação de fase, dureza e deformação, demonstrados, respectivamente, pelas análises de XRD, dureza instrumentada e pela simulação numérica foram similares ao longo da profundidade roleteada, independentemente dos parâmetros de roleteamento.

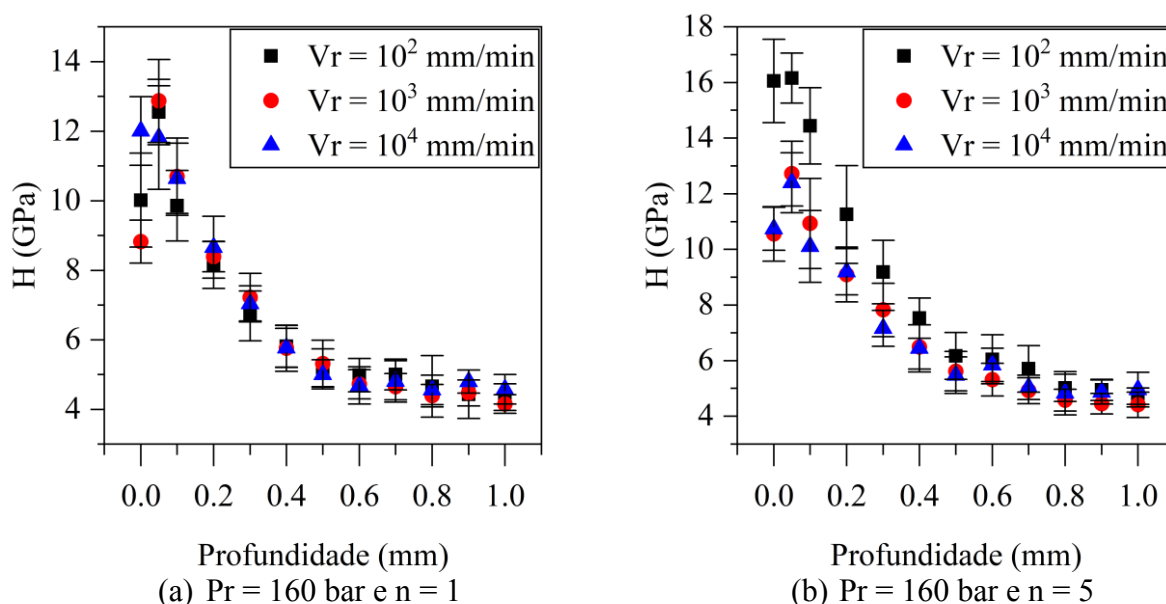


FIGURA 5.20 – Influência da velocidade de roleteamento sobre a microdureza subsuperficial.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.5.1.2 Análise superficial da fração martensítica induzida por deformação plástica e da microdureza

Os resultados de GIXRD demonstraram que além do processo de roleteamento induzir a formação de martensita- α' na superfície, sua fração pode ser elevada, dependendo do parâmetro de roleteamento utilizado. Tanto a fração quanto a profundidade em que se forma a martensita- α' depende fortemente dos parâmetros de roleteamento, mantendo sempre a relação entre parâmetros de roleteamento e intensidade de deformação plástica, isto é, parâmetros que induzem a uma maior deformação plástica aumentam a força motriz para a transformação de

fase ϵ , conseqüentemente, aumentam tanto a fração de α' formada quanto a profundidade afetada. A simulação numérica demonstrou que a região com elevada deformação plástica se estende da subsuperfície para a superfície, logo à frente da esfera, onde se forma a onda de deformação e que a intensidade de deformação plástica localizada é suficiente para induzir a transformação de fase. Adicionalmente, a onda é deformada de forma contínua, o que favorece a nucleação de α' e, por conseguinte, a martensita- α' . De maneira geral, a velocidade de roleteamento não tem influência na fração de α' formada com um passe de roleteamento, como visto nas Figuras 5.21a a 5.21c. Isso ocorre porque o grau de deformação é baixo. A exceção foi no roleteamento com pressão de 400 bar (Figura 5.21d), que apresentou a menor fração de martensita para a velocidade de 10^4 mm/min (aproximadamente 30%), quando compara às velocidades de 10^2 e 10^3 mm/min (ambas com aproximadamente 80%). Em contrapartida, condições mais severas de deformação plástica, como o aumento do número de passes ou da pressão de roleteamento, evidenciam a influência da velocidade de roleteamento sobre a formação de α' , como visto nas Figuras 5.21a a 5.21d. Nestas condições, o aumento da velocidade diminui a fração de α' formada. A profundidade também é afetada, como exemplo, o roleteamento realizado a 240 bar, velocidade de 10^4 mm/min e três passes, a fração de α' começa a se estabilizar com aproximadamente $1,5 \mu\text{m}$, enquanto às velocidades de 10^2 e 10^3 mm/min, a estabilização ocorre com valores superiores a $2 \mu\text{m}$.

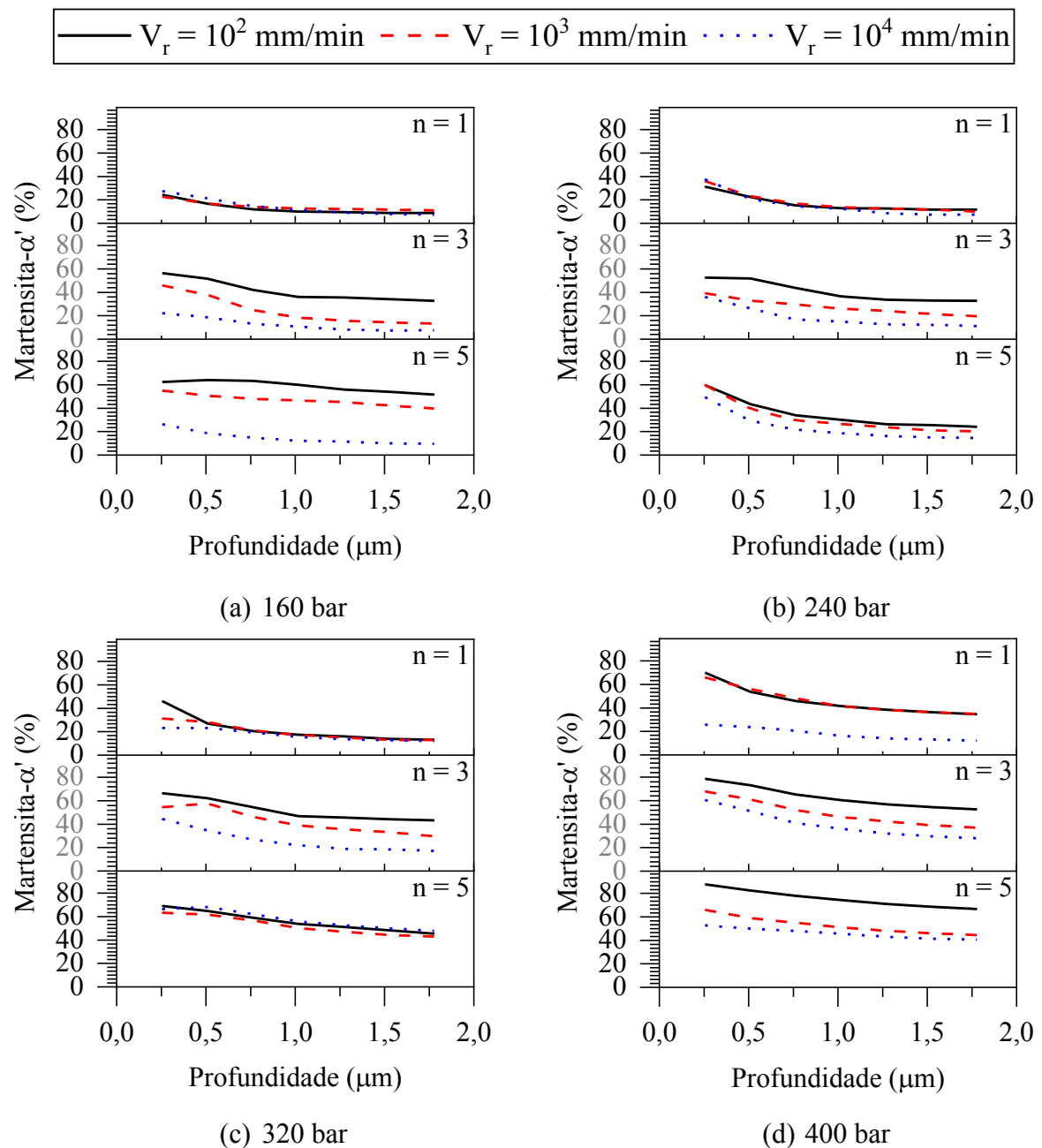


FIGURA 5.21 – Influência da velocidade de roleteamento sobre a fração martensítica na superfície.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Os resultados de microdureza instrumentada das amostras roleteadas com a pressão de 160 bar demonstram a influência da velocidade de roleteamento sobre a superfície ($< 2 \mu\text{m}$) e são apresentados nas Figuras 5.22a a 5.22c. A primeira observação é de que a dureza superficial aumenta para todos os parâmetros testados em relação à superfície sem roleteamento (SR). Isso é uma confirmação adicional da ocorrência de deformação plástica na superfície roleteada.

Assim como nos resultados de GIXDR (Figura 5.21), que apresentaram baixa fração de martensita- α' e nenhuma variação significativa de fração de martensita- α' em função da velocidade de roleteamento para um passe, os resultados de dureza instrumentada apresentaram um comportamento similar, cuja variação da microdureza entre as velocidades de 10^2 e 10^3 mm/min não foi identificada e há uma pequena queda da dureza com a velocidade de 10^4 mm/min (Figura 5.22a). Com três passes de roleteamento (Figura 5.22b), o aumento da velocidade resultou na redução da dureza superficial. Isso indica uma diminuição da deformação plástica, justificando também a diminuição da fração de α' formada. Em velocidades muito elevadas, o tempo de contato entre a ferramenta e a superfície da amostra é muito curto e, possivelmente, diminui a ação dos mecanismos resultantes do processo de deformação. Como referência, a área roleteada das amostras do tipo II foi de 400 mm^2 e o comprimento total do percurso de roleteamento foi de 4200 mm , para cada passo. Para as velocidades de 10^2 , 10^3 e 10^4 mm/min, o tempo de operação, por passo de roleteamento, foi de 2520, 252 e 25,2 s, respectivamente. Essa variação do tempo de roleteamento de uma ordem de grandeza reflete de forma significativa nos mecanismos atuantes, sendo que sob a velocidade mais alta a reação do material à pressão hidrostática imposta pela ferramenta tende a ser restrita às regiões mais próximas da superfície, com menores intensidade e profundidade de deformação plástica. Como a força motriz para a transformação de fase no processo de roleteamento é a deformação plástica, a fração de martensita- α' diminui, reduzindo também a dureza. Com cinco passes de roleteamento, a velocidade não afetou a microdureza superficial. Este resultado diverge da fração transformada de α' , que diminuiu com o aumento da velocidade. O ensaio de microdureza não distingue os possíveis fenômenos que envolvem a deformação plástica, tais como as deslocções, formação de martensita ou maclas induzidas por deformação plástica. O que se observa é uma tendência de estabilização da deformação plástica com o aumento do número de passes de roleteamento, visto que o encruamento do material é cumulativo. A análise da onda de deformação (Figura 5.3b) mostra esse comportamento de estabilização com a variação do número de passes. É visto que o tamanho do pico diminui à medida que aumenta o número de passes. Isso ocorre devido ao efeito do encruamento cumulativo em cada passe de roleteamento que aumenta a resistência à deformação plástica. Deste modo, a relação entre pressão de roleteamento e tensão desenvolvida no material em decorrência da deformação plástica tende a se equilibrar.

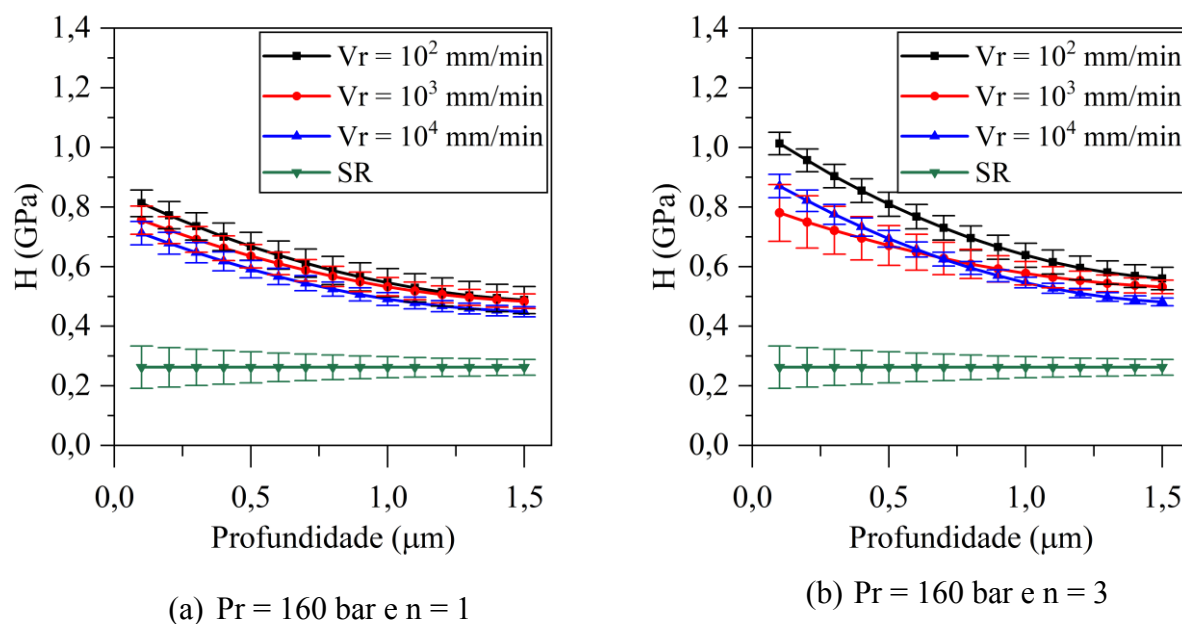


FIGURA 5.22 – Influência da velocidade de roleteamento sobre a microdureza superficial.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.5.1.3 Análise de EBSD

A figura de polo inversa (IPF) da amostra roleteada com velocidade de 10^2 mm/min, $n = 1$ e $Pr = 320$ bar (Figura 5.23a), não indicou, qualitativamente, uma variação significativa do tamanho dos grãos. Contudo, verificou-se uma grande quantidade de contornos de baixo ângulo (2° a 5°) que correspondem às bandas de deformação, como identificados no mapa da banda de contraste com o grau de desorientação dos grãos (Figura 5.23b). A maior concentração destes contornos se localiza em camadas próximas da superfície e sua fração total corresponde a 63,7%. A profundidade da camada afetada foi de aproximadamente $250 \mu\text{m}$. O aumento da velocidade para 10^4 mm/min não promoveu variação significativa da microestrutura e também não foi capaz de produzir um refinamento dos grãos (IPF da Figura 5.23c). Assim como ocorreu com a menor velocidade, verifica-se uma grande quantidade de contornos de baixo ângulo com o aumento da velocidade. Contudo, tanto a intensidade (65,1%) quanto a profundidade (aproximadamente $200 \mu\text{m}$) foram menores. Estes contornos de baixo ângulo são sítios preferenciais para a nucleação da martensita- α' (STAUDHAMMER; MURR; HECKER, 1983) e, mesmo formando esta grande quantidade de bandas de deformação, as análises de XRD e GIXRD mostraram que o aumento da velocidade de roleteamento reduziu significativamente a fração de martensita- α' . Como a variação de contornos de baixo ângulo entre as velocidades avaliadas é muito baixa, isto reforça a hipótese de que o calor adiabático gerado durante o processo de deformação plástica esteja reduzindo ou tendendo a inibir a formação de

martensita- α' . De acordo com Xia et al. (2020), o processo de formação da martensita- α' a partir da austenita metaestável é exotérmico e a dissipação do calor gerado durante sua formação, resultante do trabalho plástico externo e do calor latente, altera o estado termodinâmico de isotérmico para adiabático, o que modifica os mecanismos de deformação, reduzindo ou inibindo a formação de martensita- α' . Tal efeito também foi identificado por (KRUPP; BARLAT; RAUCH, 2010). É provável que a redução da microdureza seja uma consequência da diminuição da fração de martensita- α' , uma vez que esta apresenta uma resistência mecânica maior que a austenita.

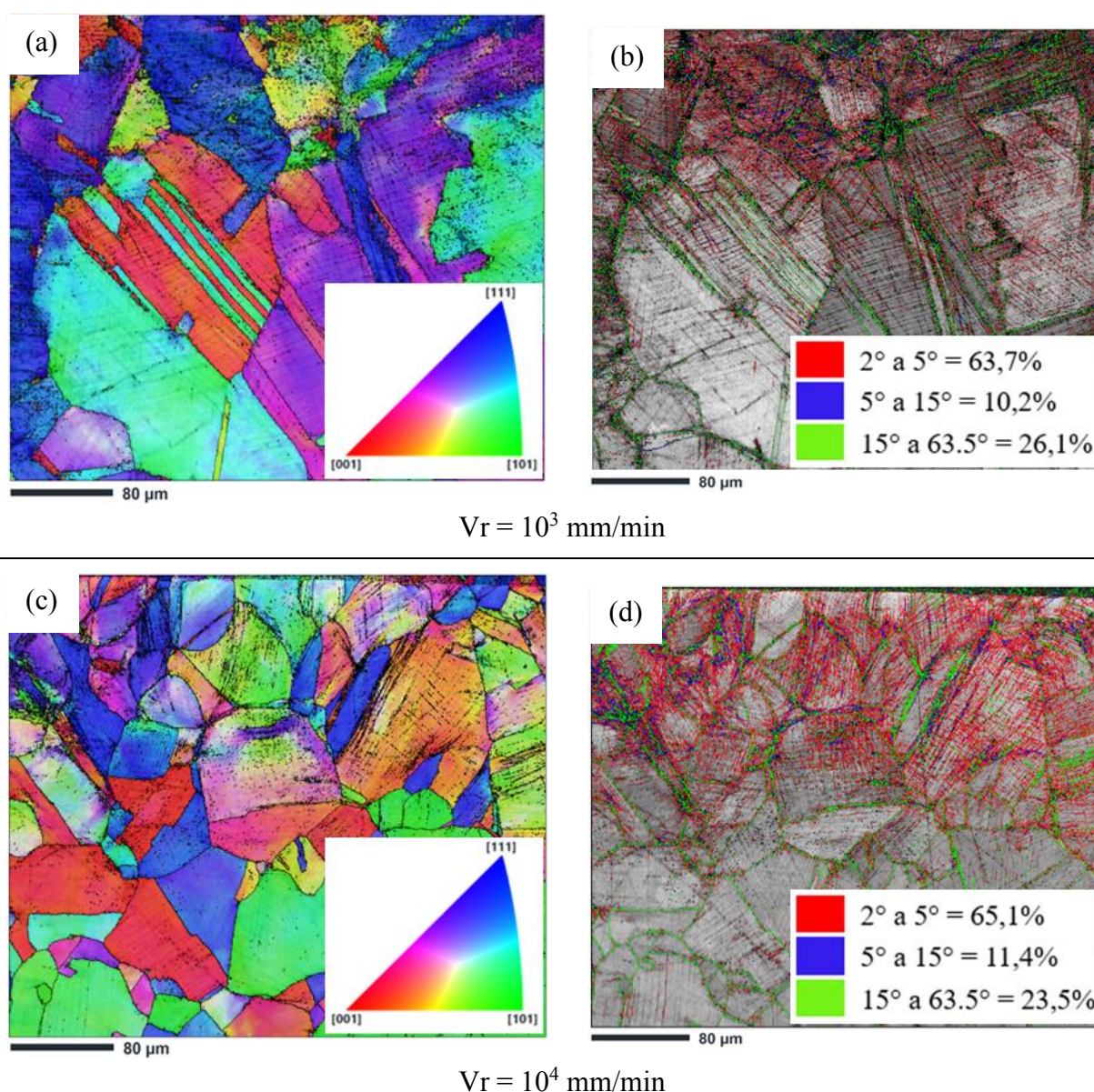


FIGURA 5.23 – Análise de EBSD mostrando a influência da velocidade de roleteamento sobre a microestrutura: (a) IPF e (b) mapa da banda de contraste para $V_r = 10^3$ mm/min e (c) IPF e (d) mapa da banda de contraste para $V_r = 10^4$ mm/min.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.5.2 Influência do número de passes de roleteamento

Este tópico está subdividido em análise subsuperficial (difração de raios-X com incidência de ângulo normal) e análise superficial (difração de raios-X com incidência de ângulo rasante) da transformação de fase induzida por deformação plástica e dureza instrumentada.

5.5.2.1 Análise subsuperficial da fração martensítica induzida por deformação plástica e microdureza

O aumento do número de passes de roleteamento aumenta a deformação plástica, aumentando assim a força motriz para a transformação de fase, conseqüentemente, eleva a fração de martensita- α' . Esse comportamento vai ao encontro da teoria geral da transformação de fase induzida por deformação plástica apresentada. Além do efeito do aumento da deformação plástica, tem-se a formação de mais sítios para nucleação da martensita- α' . Uma vez que a deformação plástica é cumulativa, o aumento consecutivo de passes de roleteamento aumenta a geração de contornos localizados, que são sítios para formação de α' . Esse é um processo energeticamente mais favorável à transformação de fase, pois demanda menor energia.

Existe uma forte relação entre número de passes, velocidade e pressão de roleteamento. Para baixas pressões associadas à elevadas velocidades de roleteamento (10^4 mm/min), o aumento do número de passes não foi muito significativo na quantidade de martensita- α' formada. Como visto nas Figuras 5.24a e 5.24b, a fração formada de α' para as pressões de 160 e 240 bar e um passe de roleteamento foi de aproximadamente de 3% para ambas pressões, e com cinco passes de roleteamento, as frações martensíticas foram 5% e 8%, respectivamente. Em contrapartida, quando o roleteamento é realizado com baixas pressões associadas à baixas velocidades, o aumento do número de passes aumenta consideravelmente a fração de martensita- α' formada. Por exemplo, com um passe de roleteamento e velocidade de 10^2 mm/min, a fração de martensita- α' formada foi de aproximadamente 4%, com o aumento para cinco passes, fração de α' atingiu cerca de 55%, como visto nas Figura 5.24a. Infere-se que, sob baixas pressões ocorre uma concorrência entre a velocidade e números de passes: quando a velocidade é extremamente elevada, ela se torna o parâmetro dominante e o resultado será uma consequência direta da velocidade de roleteamento. Sob baixas velocidades, o número de passes de roleteamento é predominante e governa o resultado. Já sob elevadas pressões de roleteamento (320 e 400 bar), o aumento do número de passes aumenta a fração de martensita- α' formada (vide Figuras 5.24c e 5.24d). Neste caso, o efeito da elevação da pressão de

roleteamento se soma ao efeito do aumento do número de passes de roleteamento. São duas fontes que elevam a força motriz, tanto para o aumento da fração de martensita- α' quanto para o aumento da microdureza.

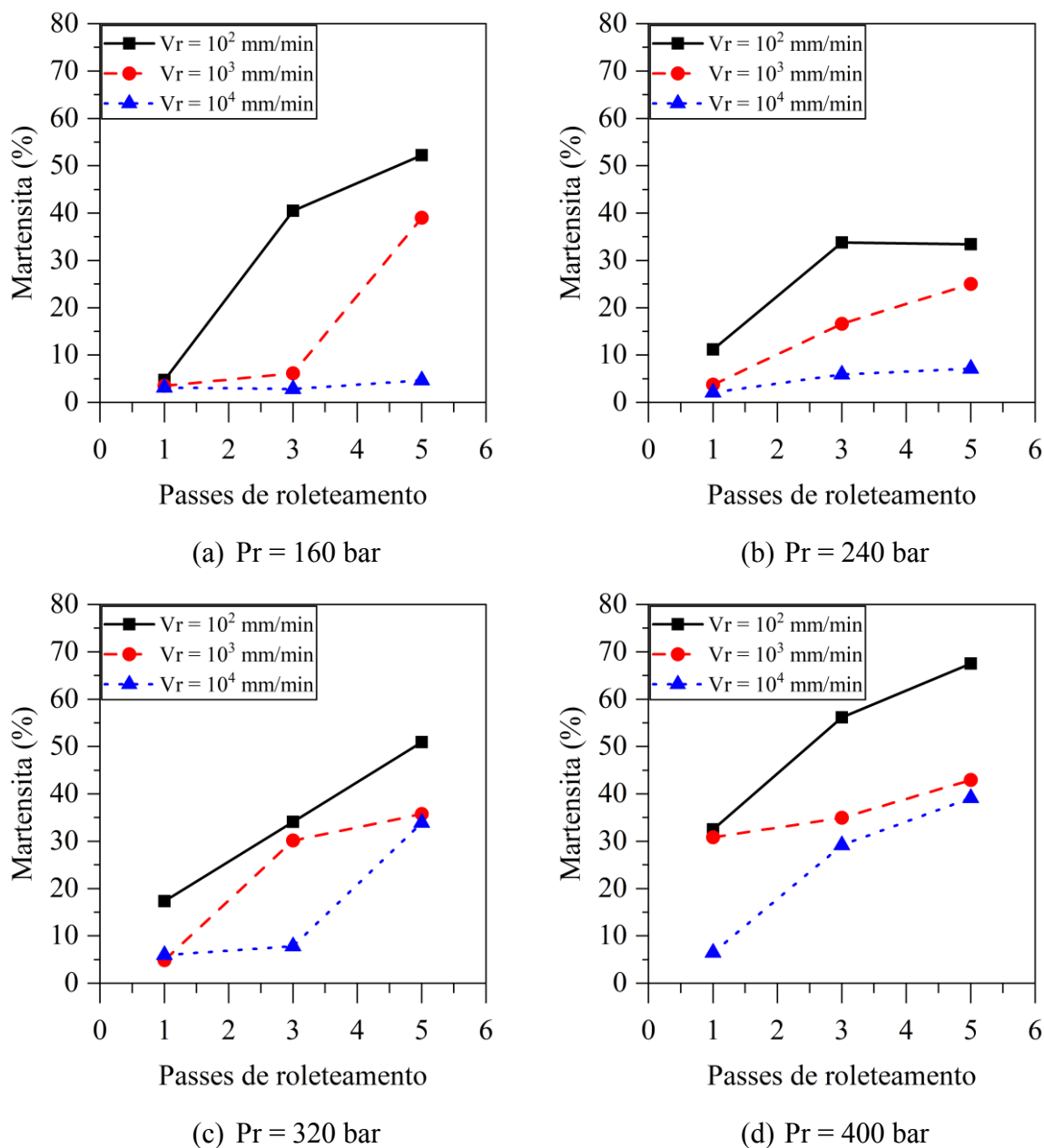


FIGURA 5.24 – Influência do número de passes de roleteamento sobre a fração martensítica na subsuperfície.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

O comportamento das curvas de microdureza da seção transversal foi semelhante ao comportamento identificado pelas análises de XRD. Isto significa que os mesmos fenômenos ou mecanismos que tendem a induzir uma maior fração de martensita- α' também são responsáveis pelo aumento da microdureza. Observa-se que sob baixas pressões e elevadas velocidades, o aumento do número de passes de roleteamento não afeta a microdureza (Figura

5.25a). Já sob baixas velocidades, o aumento do número de passes eleva a intensidade da microdureza na subsuperfície. Nestas condições, o material tem tempo para reagir às tensões impostas pela ferramenta, tanto pela geração e movimentação das deslocções, criando mais sítios para nucleação da martensita- α' (com um a três passes de roleteamento) quanto pela transformação de fase (com três a cinco passes de roleteamento). Sob elevadas pressões de roleteamento, o aumento do número de passes eleva a intensidade da microdureza na subsuperfície da amostra, tanto em velocidades médias (10^3 mm/min), como visto na Figura 5.25c, quanto em elevadas velocidades (10^4 mm/min), vide Figura 5.25d.

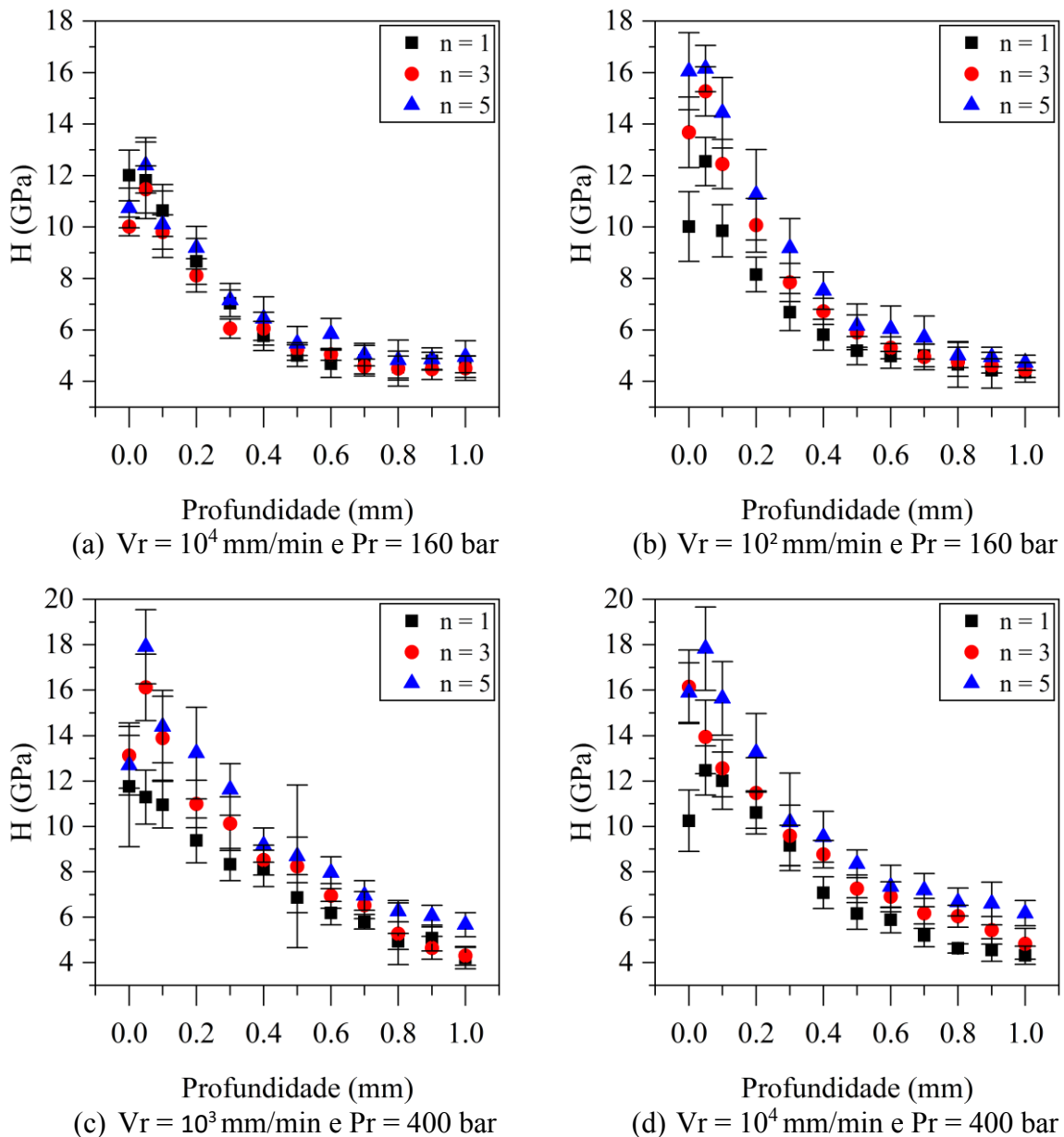


FIGURA 5.25 – Influência do número de passes de roleteamento sobre a microdureza subsuperficial.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.5.2.2 Análise superficial da fração martensítica induzida por deformação plástica e da microdureza

A influência do número passes de roleteamento sobre a transformação de fase na superfície não foi diferente da subsuperfície, isto é, a fração de martensita- α' formada aumentou com a elevação do número de passes de roleteamento e também se manteve mais estável em maiores profundidades (Figura 5.26). A grande diferença está na fração transformada. Por exemplo, no roleteamento realizado a 160 e 400 bar ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 5$) as frações de martensita- α' na superfície foram, respectivamente, de 60 e 85%, enquanto na subsuperfície, 52 e 65 %. Isso mostra a maior severidade do processo de deformação superficial. O número de passes de roleteamento é um dos parâmetros mais influentes na transformação de fase induzida por deformação plástica. Para comparar, a fração média de α' próxima da superfície é em torno de 20 % quando roleteada com um passe, enquanto que com cinco passes, este valor chega a 70 %. Convém lembrar que a simulação numérica demonstrou o efeito do acréscimo do número de passes sobre o aumento de deformação efetiva. Ressalta-se que o aumento do número de passes promove um encruamento adicional à camada roletada, gerando contornos adicionais para a nucleação da martensita- α' e, conseqüentemente, reduz a energia necessária para a formação da nova fase. Outro aspecto importante é a tendência à redução da força de roleteamento (Figura 5.2a) que é uma consequência direta da estabilização do encruamento do material (identificado pela redução do tamanho da onda de deformação na Figura 5.2b) com o aumento do número de passes, indicando que o processo tende a afetar camadas mais próximas à superfície, o que justifica a maior fração de martensita- α' formada na superfície. Sob baixas pressões de roleteamento (160 e 240 bar) associadas à elevadas velocidades (10^4 mm/min), há uma tendência a redução da fração de martensita- α' formada, mesmo com elevados números de passes de roleteamento (vide Figuras 5.26a e 5.26b). Novamente, a concorrência entre esses parâmetros de roleteamento é enfatizada.

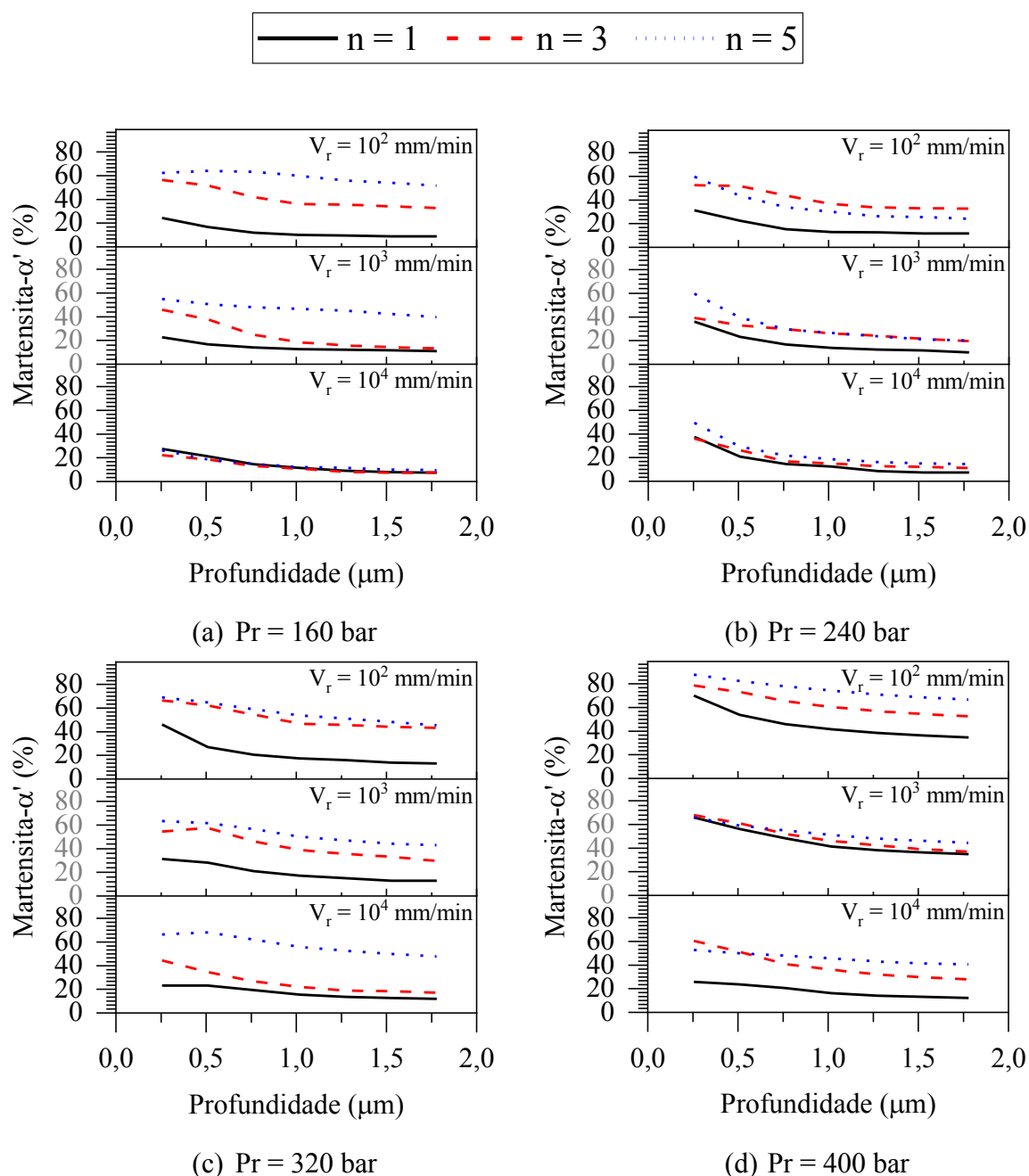


FIGURA 5.26 – Influência do número de passes de roleteamento sobre a fração martensítica na superfície.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Os resultados de microdureza superficial apontam a mesma tendência da análise de GIXRD, confirmando o efeito do aumento do encruamento com a elevação do número de passes de roleteamento (vide Figura 5.27a) na superfície roleteada. Esse efeito é menos pronunciado no roleteamento realizado sob elevadas velocidades, como visto na Figura 5.27b. Observa-se que a variação de microdureza superficial não é tão pronunciada quanto a transformação de fase. Isso ocorre porque foi obtida uma dureza média entre todas as fases envolvidas, sem a

preocupação de realizar o ensaio de microdureza com distinção entre as fases. Além do mais, não é possível distinguir o efeito do encruamento, das maclas de deformação e da martensita- α' nesse ensaio. A maior diferença ocorre bem próxima à superfície, pois os valores de microdureza tendem a se estabilizar a uma profundidade de 1,5 μm .

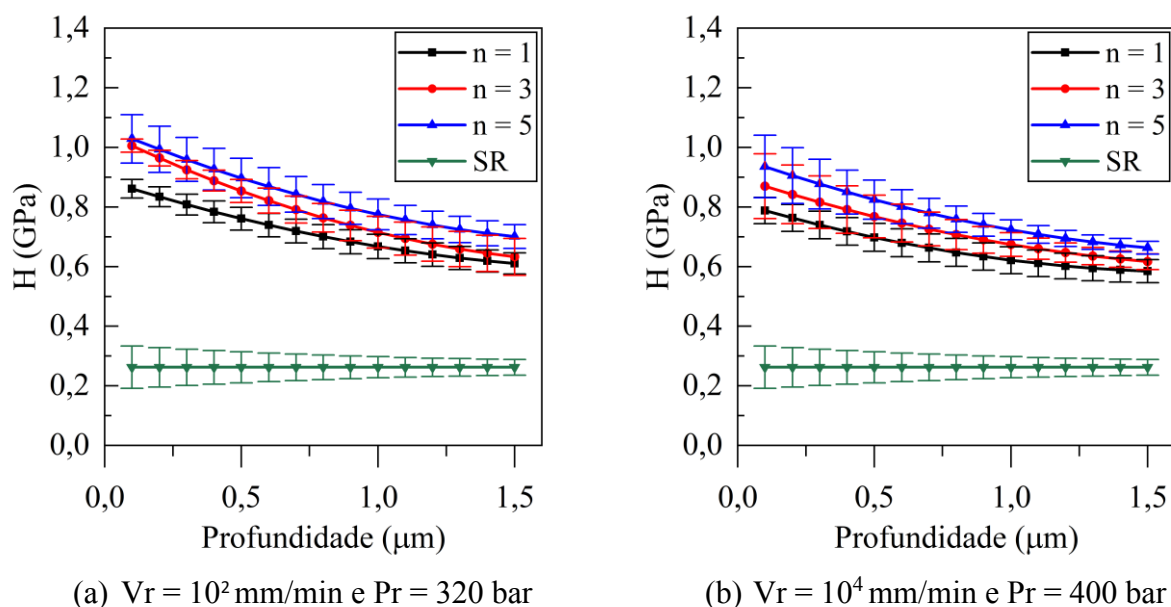


FIGURA 5.27 – Influência do número de passes de roleteamento sobre a microdureza superficial.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.5.2.3 Análise de EBSD

As Figuras 5.28a e 5.28b apresentam, respectivamente, a IPF e o mapa da banda de contraste com o grau de desorientação dos grãos, para as amostras roleteadas com um passe de roleteamento ($V_r = 10^3 \text{ mm/min}$ e $P_r = 320 \text{ bar}$). Observa-se que, mesmo com elevada pressão, um único passe de roleteamento não afeta significativamente a microestrutura do material, devido ao baixo estado de deformação plástica. Devido à elevada pressão, a quantidade de contornos de baixo ângulo (2° a 5°) é relativamente alta (53,5%). Este contornos correspondem à formação de bandas de deformação cuja profundidade máxima afetada foi de aproximadamente 300 μm . Ressalta-se que a análise de difração de raios-x de alto ângulo indicou uma fração de martensita- α' de aproximadamente 18%. O aumento do número de passes de um para cinco muda consideravelmente a microestrutura do material, devido à elevada intensidade de deformação plástica. Observa-se que a elevação deste parâmetro promove um severo refinamento de grãos a uma camada de aproximadamente 200 μm (IPF da Figura 5.28c). O mapa da banda de contraste com o grau de desorientação dos grãos apresentado

na Figura 5.28d mostra que nas camadas mais próximas à superfície há uma grande concentração de contornos de alto ângulo ($> 15^\circ$) correspondentes aos novos grãos formados pelo acréscimo do número de passes de roleteamento e uma grande quantidade de contornos de baixo ângulo (2° a 5°) que atingiram camadas superiores a $300 \mu\text{m}$. A fração de martensita formada nesta condição foi de aproximadamente 55%. Estes resultados evidenciam os efeitos do aumento do número de passes sobre o processo de deformação plástica no roleteamento. À medida que se aumenta o número de passes, eleva-se a quantidade de bandas de deformação, que são sítios preferenciais de martensita- α' , aumentando assim sua fração. Neste contexto, o processo de deformação plástica induz a hierarquia dos fenômenos responsáveis para a formação dos novos grãos. Adicionalmente, a elevada intensidade de deformação plástica afeta camadas mais profundas. Deste modo, as camadas próximas à superfície tendem a apresentar uma característica mais homogênea. Embora não tenha sido possível identificar a microestrutura em uma camada inferior a $2 \mu\text{m}$, Nikitin e Altenberger (2007) verificaram que o processo de roleteamento além de induzir a formação de martensita- α' , micromaclas e alta densidade de deslocações também foi responsável pela formação de uma camada nanocristalina próxima à superfície. Embora não tenha sido avaliada a influência do número de passes de roleteamento, os resultados apresentados nesta seção corroboram a hipótese de que o aumento deste parâmetro tende a afetar mais severamente a camada superficial ($< 2\mu\text{m}$), com maiores densidades de deslocações, maclas e refinamento de grãos.

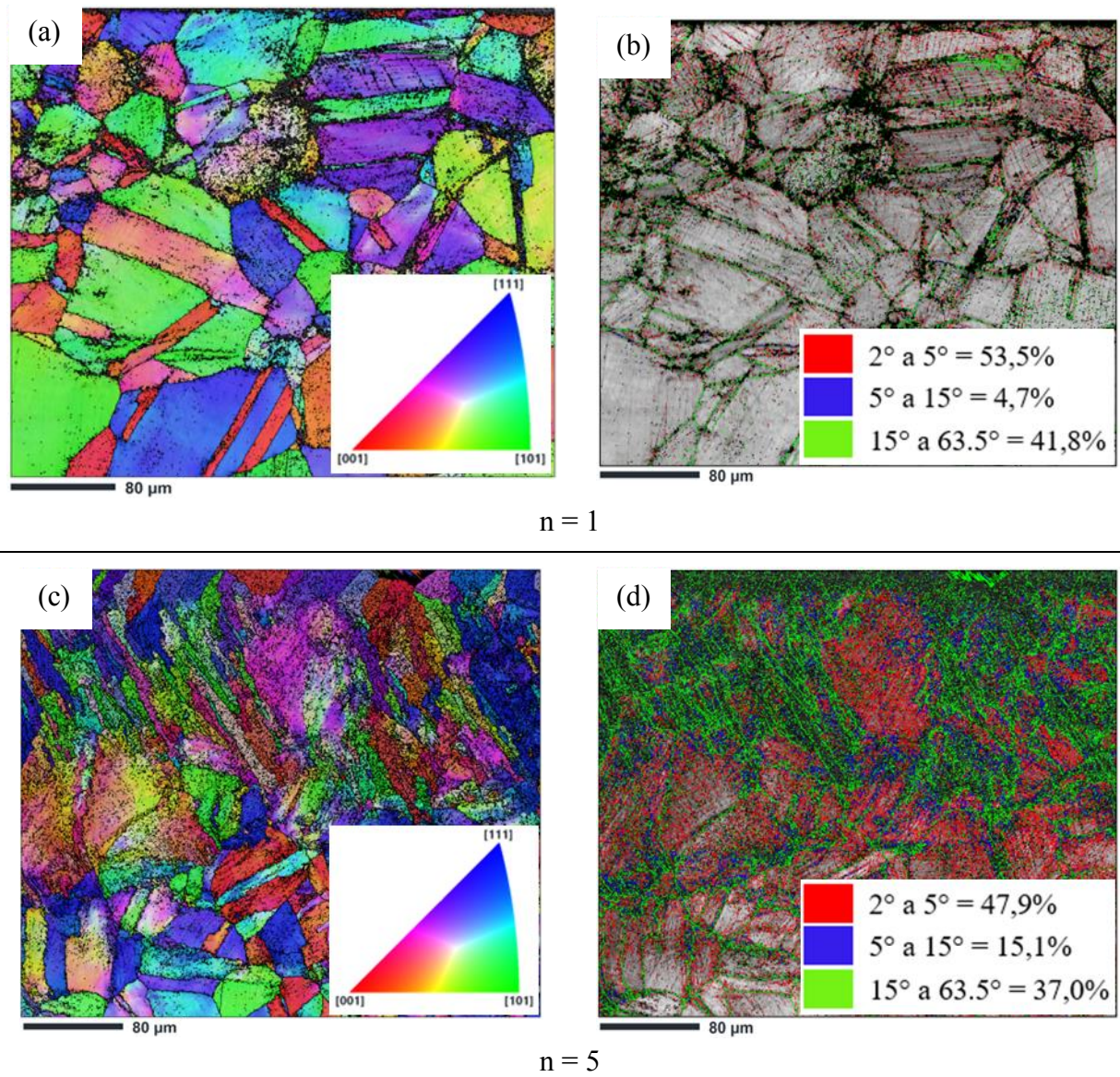


FIGURA 5.28 – Análise de EBSD mostrando a influência do número de passes de roleteamento sobre a microestrutura: (a) IPF e (b) mapa da banda de contraste para $n=1$ e (c) IPF e (d) mapa da banda de contraste para $n=5$.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.5.3 Influência da pressão de roleteamento

Este tópico está subdividido em análise subsuperficial (difração de raios-X com incidência de ângulo normal), análise superficial (difração de raios-X com incidência de ângulo rasante) da transformação de fase induzida por deformação plástica e dureza instrumentada e microdureza.

5.5.3.1 Análise subsuperficial da fração martensítica induzida por deformação plástica e de microdureza

Para a velocidade de 10^2 mm/min e um passe de roleteamento, o aumento da pressão resultou na elevação da fração de martensita- α' (Figura 5.29a). Mas, com o acréscimo do número de passes de roleteamento, a pressão tende a não afetar a fração de martensita formada. Possivelmente, o efeito do aumento do número de passes é mais influente que o da pressão, encruando o material, formando novos sítios para nucleação e, por fim, formando a martensita- α' , mantendo-se sua fração estável independentemente da pressão. A exceção foi a pressão de 400 bar, para a qual a fração de α' aumenta consideravelmente. Deve-se ressaltar um aspecto ocorrido para a pressão de 240 bar. Sob algumas condições de roleteamento nesta pressão, ocorreu o contato entre a esfera e a gaiola, deletério para os resultados obtidos, uma vez que esse contato reduz a mobilidade da esfera e interfere no processo de deformação. Com velocidades mais elevadas (Figuras 5.29b e 5.29c), observa-se que o efeito do aumento da pressão de roleteamento sobre a formação de martensita- α' tende a ser drasticamente reduzido devido ao curto tempo de contato entre a ferramenta e a amostra. Nesse contexto, o aumento do número de passes associado à elevação da pressão tem um papel fundamental para o aumento da fração de martensita- α' formada, pois ambos parâmetros são as principais fontes de força motriz para a transformação de fase induzida por deformação plástica. As análises de microdureza também apresentam o mesmo comportamento, como visto na Figura (5.29d). De uma forma geral, a microdureza foi pouco sensível à variação da pressão de roleteamento, sendo mais expressiva na pressão de 400 bar. Vale lembrar que a simulação numérica acusou um elevado valor de deformação, confirmado pela análise de difração de raios-X e pela altura da onda de deformação. Contudo, observou-se uma redução significativa da força de roleteamento, o que pode indicar uma mudança dos fenômenos ou mecanismos de deformação. Para tanto, uma investigação mais profunda deve ser feita.

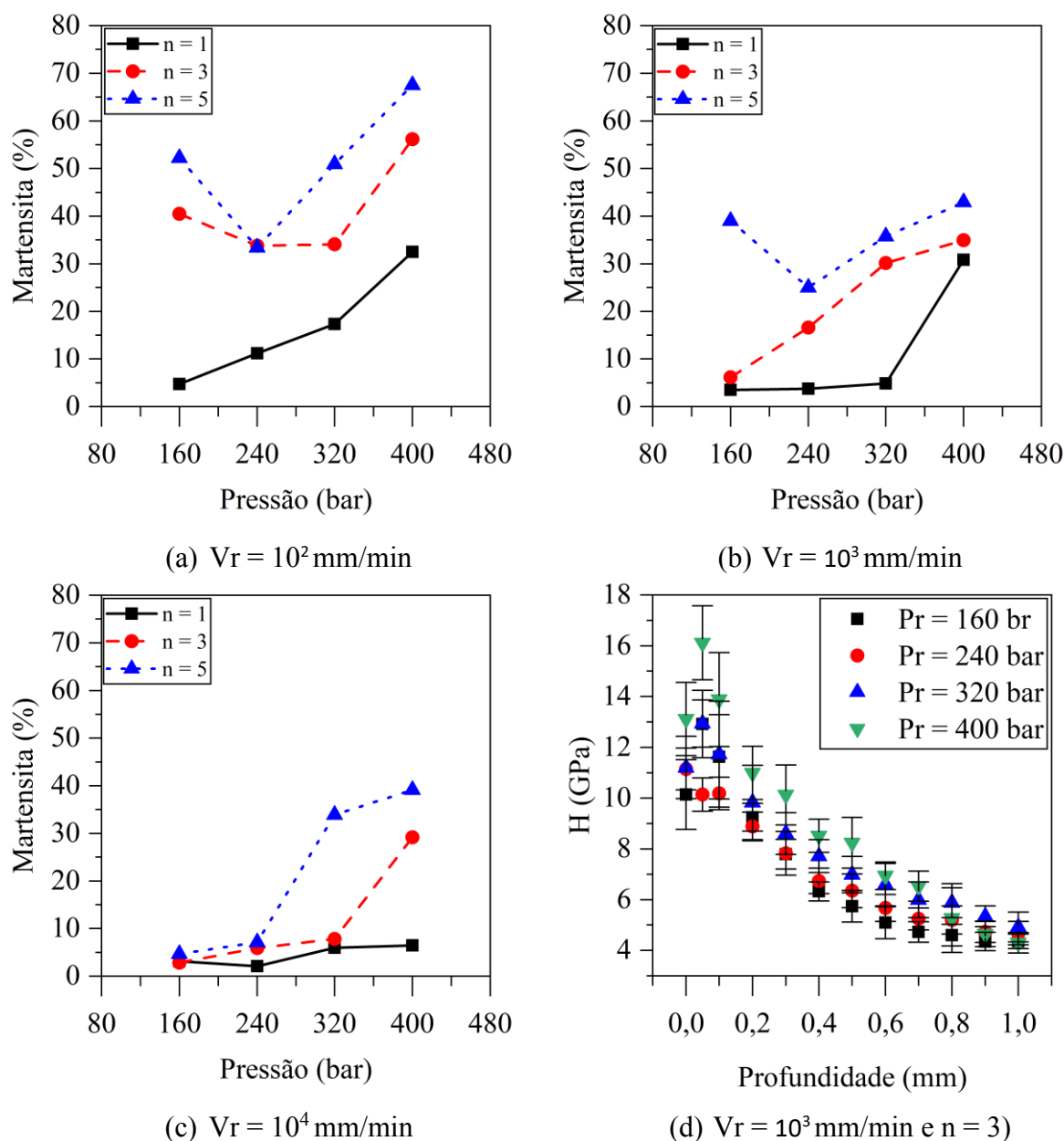


FIGURA 5.29 – Influência da pressão de roleteamento: sobre a fração martensítica na subsuperfície para (a) $V_r = 10^2$ mm/min, (b) $V_r = 10^3$ mm/min e (c) $V_r = 10^4$ mm/min e sobre a (d) microdureza subsuperficial.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.5.3.2 Análise superficial da fração martensítica induzida por deformação plástica

De maneira geral, os resultados foram consoantes à expectativa descrita na literatura, isto é, o aumento da pressão de roleteamento elevou a fração de martensita- α' induzida por deformação plástica, além de manter a fração de α' mais estável em maiores profundidades, formando uma camada mais homogênea, diferentemente do que ocorreu na subsuperfície. Em contrapartida, é difícil dissociar a influência da pressão de roleteamento da velocidade e do número de passes, uma vez que cada condição de roleteamento é governado por um parâmetro, por exemplo, com um passe de roleteamento e velocidade de 10^2 mm/min,

a fração de martensita- α' aumenta com o acréscimo da pressão. Nesse caso, a pressão de roleteamento governa a formação de α' , vide Figura 5.26a. Quando a velocidade aumenta para 10^4 mm/min, como visto na Figura 5.30a, não se observa variação significativa da fração de martensita- α' , sendo esta condição governada pela velocidade de roleteamento. Quando se aumenta o número de passes de roleteamento (Figuras 5.30b e 5.30c) a pressão de roleteamento se torna um parâmetro influente em detrimento da deformação contínua promovida pelo acréscimo do número de passes, que formam sítios de nucleação, reduzindo a energia necessária à formação da martensita- α' . Neste contexto, o número de passes se torna mais influente e intensifica os efeitos promovidos pelo aumento da pressão de roleteamento. A fração de martensita- α' foi menor para a pressão de 240 bar nas mesmas amostras apresentadas na análise subsuperficial ($n = 5$ e $V_r = 10^2$ e 10^3 mm/min), como visto nas Figuras 5.30c, possivelmente devido ao contato entre a esfera e a amostras durante o processo.

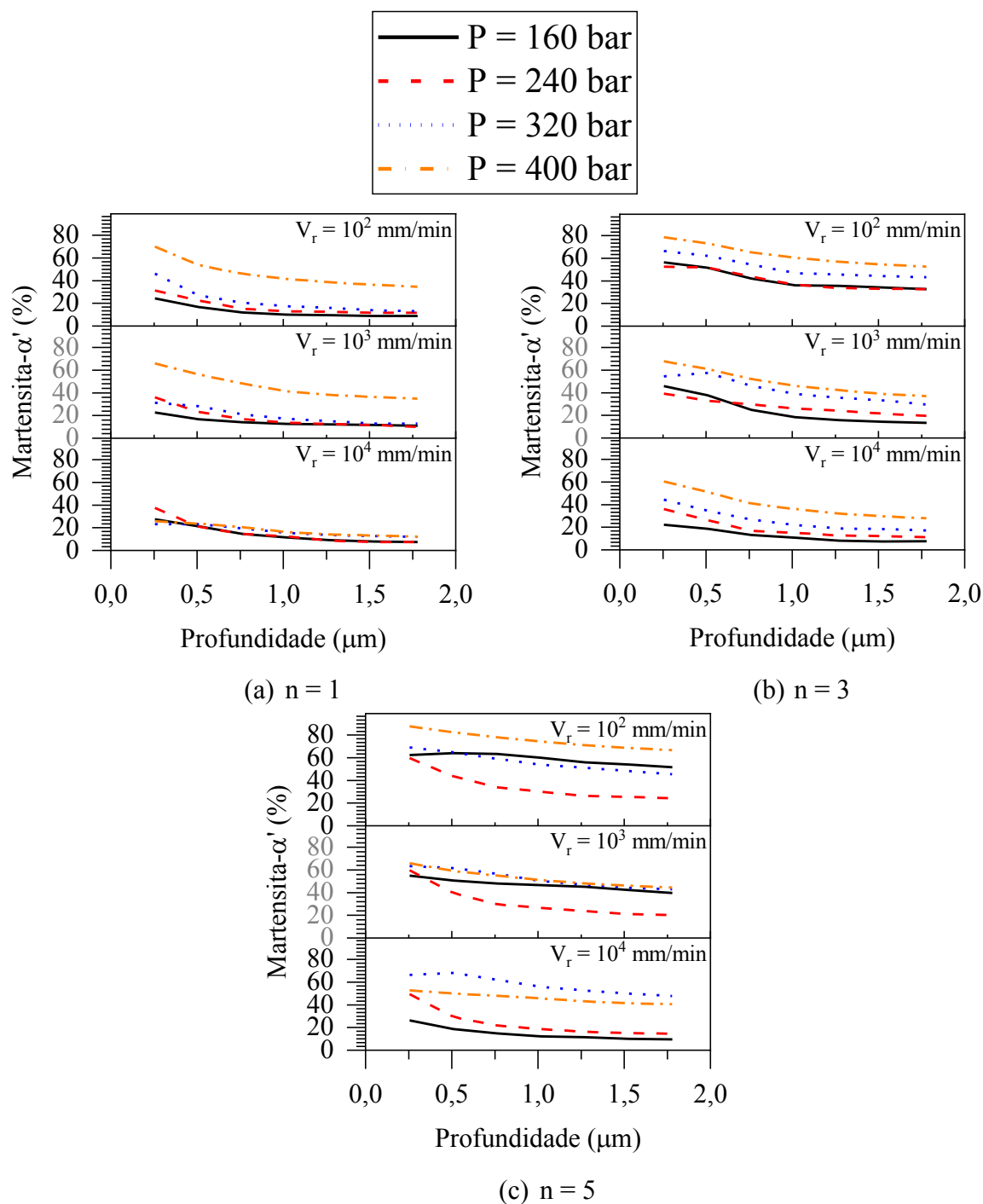


FIGURA 5.30 – Influência da pressão de roleteamento sobre a fração martensítica na superfície.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Houve pouca variação da microdureza entre as pressões quando o roleteamento foi realizado com a velocidade de 10^2 mm/min, mas, de forma geral, o que se observa é um aumento da dureza com o acréscimo da pressão. Novamente, ressalta-se o problema de contato entre a esfera e a amostra que possivelmente afetou o processo de deformação, pois a menor dureza foi verificada com a pressão de 240 bar (vide Figura 5.31a). Com o aumento da velocidade de 10^2 para 10^3 mm/min, a microdureza gerada a partir da pressão de 400 bar sofre um pequeno

decréscimo e o maior valor é observado para a pressão de 320 bar. Vale lembrar que a pressão de 320 bar resultou em maior força de roleteamento, o que pode indicar uma mudança nos mecanismos de deformação. Outra observação é que a variação da microdureza entre as pressões aumentou, efeito é análogo àquele verificado na análise de formação de martensita- α' mencionado anteriormente.

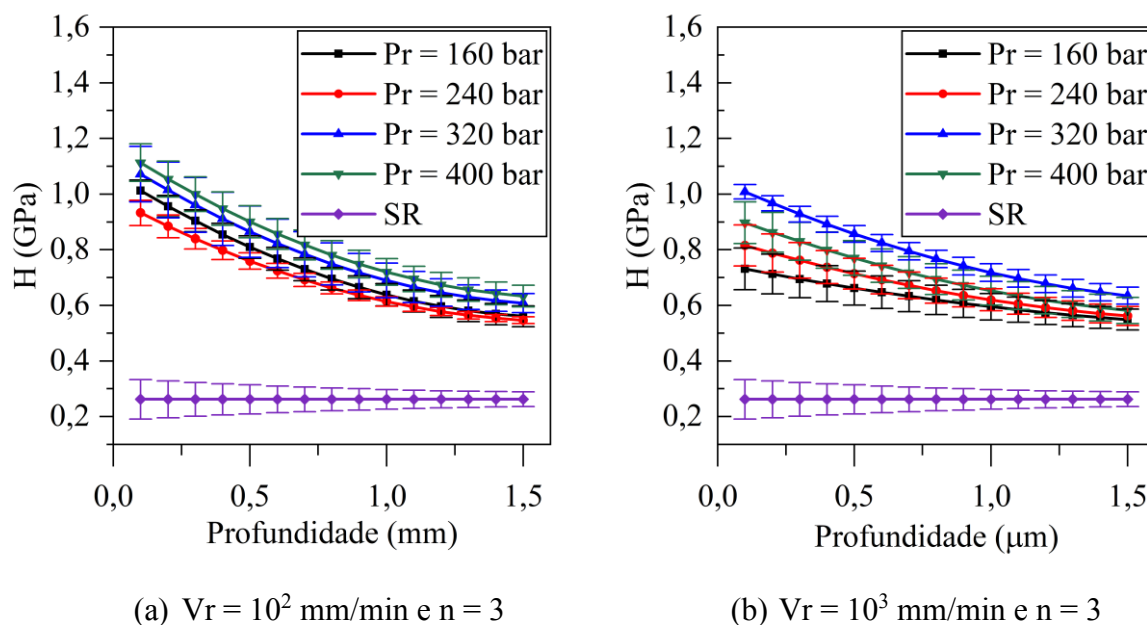


FIGURA 5.31 – Influência da pressão de roleteamento sobre a microdureza superficial.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.5.3.3 Análise de EBSD

A Figura 5.32 apresenta as análises de EBSD demonstrando a influência da pressão de roleteamento sobre os aspectos microestruturais. As pressões analisadas foram de 160, 240 e 320 bar, com velocidade de roleteamento de 10^3 mm/min e cinco passes de roleteamento (condição mais severa de deformação plástica). Ressalta-se que a pressão de 400 bar não foi adicionada devido ao seu efeito deletério à superfície. Esta análise de EBSD demonstrou claramente os efeitos de baixas (160 e 240 bar) e elevadas pressões de roleteamento (320 e 400 bar) mencionadas nas análises de difração de raios-X. Baixas pressões de roleteamento tendem a não afetar severamente a microestrutura, como visto nas Figuras 5.32a a 5.32d. Observa-se que uma camada de grãos refinados é formada sob baixas pressões, mesmo com cinco passes de roleteamento. As análises de XRD e GIXRD demonstraram que baixas pressões de roleteamento tendem a reduzir a fração de martensita- α' . Isto ocorre devido à baixa intensidade de deformação plástica que afeta também a profundidade da camada roleteada. O aumento da

pressão de 160 para 240 bar aumenta a quantidade de contornos de baixo ângulo (2° a 5°), 61 contra 71,1 %, respectivamente, resultando na formação de mais bandas de deformação, o que indica o aumento da severidade do processo de deformação plástica, justificando assim o aumento da fração de martensita formada. O aumento da pressão de 240 para 320 bar alterou significativamente a microestrutura da camada roleteada. A elevação deste parâmetro promoveu um severo refinamento de grãos a uma camada de aproximadamente $200\ \mu\text{m}$ (IPF da Figura 5.32e), como identificado também pelos contornos de alto ângulo ($> 15^\circ$) indicados no mapa da banda de contraste com o grau de desorientação dos grãos apresentado Figura 5.32f. Como a deformação é mais severa, a profundidade afetada é maior, resultando em uma grande quantidade de contornos de baixo ângulo (2° a 5°) em profundidades superiores a $300\ \mu\text{m}$. Além do efeito da elevação da força motriz mecânica, o aumento da fração de martensita- α' formada sob elevadas pressões de roleteamento (320 e 400 bar) se dá, possivelmente, devido à formação de novos contornos de grãos, fornecendo assim mais sítios para a nucleação desta nova fase, que ainda mais intensificada pelo aumento do número de passes.

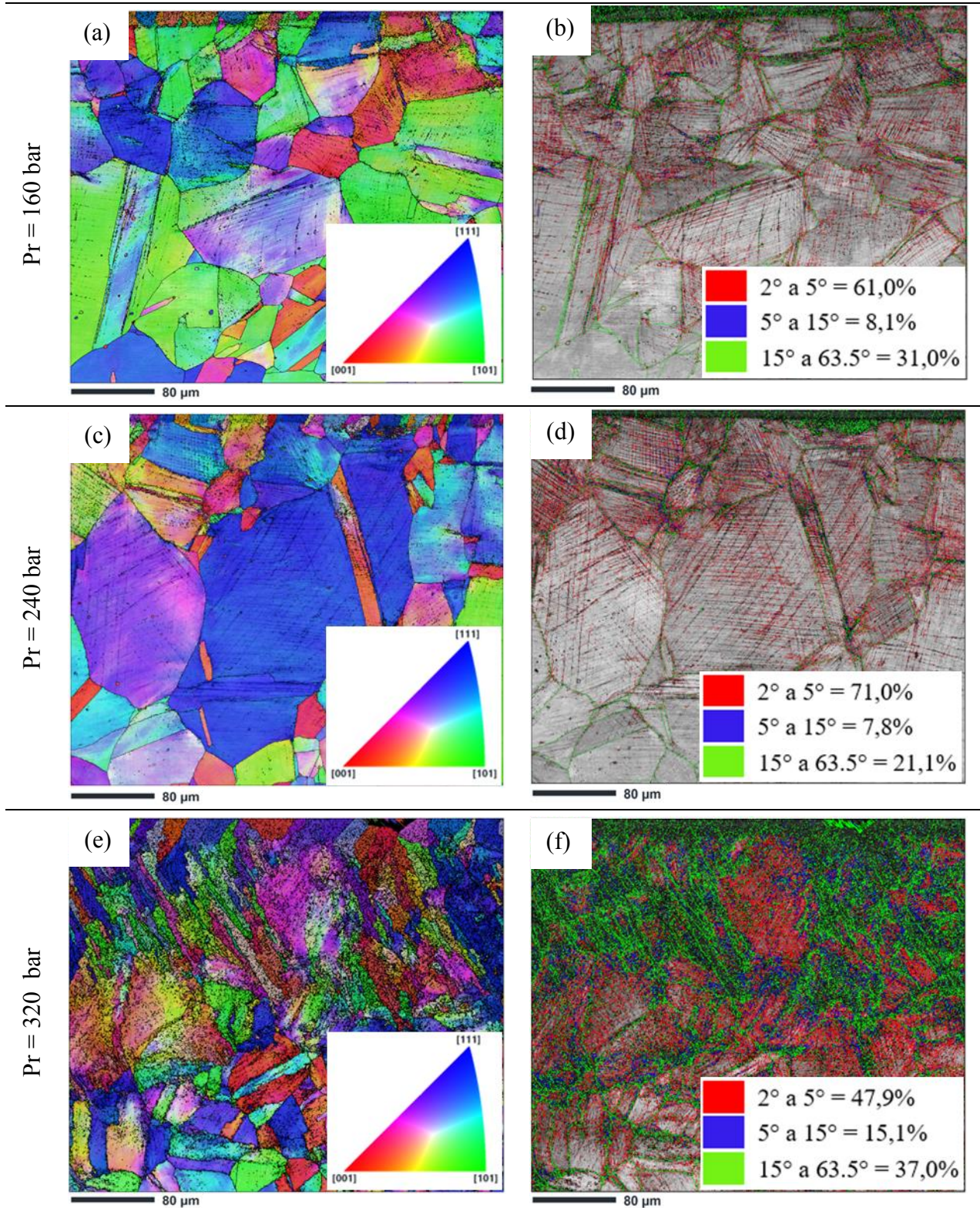


FIGURA 5.32 – Análise de EBSD mostrando a influência da pressão de roleteamento sobre a microestrutura: (a) IPF e (b) mapa da banda de contraste para Pr = 160 bar, (c) IPF e (d) mapa da banda de contraste para Pr = 240 bar e (e) IPF e (f) mapa da banda de contraste para Pr = 320 bar.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.6 Influência dos parâmetros de roleteamento sobre a formação da martensita- α'

O objetivo dessa análise é apresentar, com confiabilidade estatística, o efeito dos principais parâmetros de roleteamento sobre a formação de martensita- α' induzida por deformação plástica, mostrando as possíveis interações entre eles, sem distinção entre subsuperfície e superfície. Essa escolha não foi arbitrária, uma vez que a influência individual dos parâmetros de roleteamento sobre a transformação de fase induzidas na superfície foi similar àquela induzida na subsuperfície. A Tabela 5.2 apresenta os resultados da análise de variância. Individualmente, as variações entre os níveis testados dos parâmetros de roleteamento (velocidade, número de passes e pressão) apresentam diferença significativa entre si (valor-p < 0,05). O número de passes foi o parâmetro que apresentou maior contribuição estatística (30.11%), seguido da pressão (28.04%) e da velocidade de roleteamento (18.14%).

Todos os parâmetros analisados apresentaram influência significativa sobre a formação de martensita induzida por deformação plástica. Com relação à interação entre dois fatores, somente a interação entre velocidade e número de passes de roleteamento não apresentou significância. Os resultados também indicaram uma interação entre os três fatores.

TABELA 5.2: Análise estatística do processo de roleteamento

Fonte	Valor-P
Velocidade	0,000
Nº de passes	0,000
Pressão	0,000
Interações entre 2 fatores	0,004
<u>Velocidade*Nº de passes</u>	<u>0,064</u>
Velocidade*Pressão	0,013
Nº de passes*Pressão	0,022
Interações entre 3 fatores	0,001
Velocidade*Nº de passes*Pressão	0,001

O aumento da velocidade de roleteamento (Figura 5.33a) reduziu a fração de martensita- α' . A influência do aumento da taxa de deformação nos aços inoxidáveis austeníticos é bastante complexa, pois envolve mais que deslizamento das deslocações e maclação. Conforme mencionado, a mudança do estado termodinâmico de isotérmico para adiabático altera os mecanismos de deformação, o que reduz ou inibe a formação de martensita- α' .

Os resultados obtidos por EBSD reforçam a hipótese de ocorrência deste fenômeno. Contudo, um estudo mais aprofundado acerca da influência da taxa de deformação sobre a temperatura de roleteamento no ABNT 304 deve ser conduzido a fim de elucidar esse

fenômeno. Adicionalmente, o efeito provocado pela diminuição do tempo de contato entre a esfera e a superfície diminui o tempo de resposta do material à deformação imposta pela ferramenta. Conseqüentemente, o processo de roleteamento realizado em elevadas velocidades tende a afetar uma camada subsuperficial mais próxima à superfície. Os ensaios de microdureza apresentaram também resultados similares (Figuras 5.20 e 5.22). Observa-se, pela Figura 5.33b, que o aumento do número de passes eleva a fração de martensita- α' formada. O acréscimo desse parâmetro induz um encruamento adicional tanto na superfície quanto na subsuperfície, como evidenciado pelos resultados de simulação numérica, microdureza e EBSD. A deformação adicional provocada pelo aumento do número de passes produz o refinamento de grãos com uma grande quantidade de contornos de baixo ângulo que correspondem às deslocações e, principalmente, bandas de deformações, concentradas no interior dos grãos e que se estendem às camadas roleteada mais profundas. Subseqüentes passes de deformação produzem mais bandas de deformação, que são sítios preferenciais para nucleação da martensita- α' , reduzindo a energia necessária para a formação dessa uma nova fase. A inclinação da curva entre um e três passes de roleteamento é mais que o dobro de três para cinco passes. Isso indica que o encruamento tende a saturar nos passes finais, como observado pela variação da fração de martensita- α' que foi de aproximadamente 7% entre 3 e 5 passes contra 17% entre 1 e 3 passes.

Esse resultado também é corroborado pelas análises de perfilometria das ondas de deformação apresentadas na Figura 5.3b, que mostraram um decréscimo do tamanho da onda com o aumento do número de passes. O aumento da pressão de roleteamento (Figura 5.33c) também aumenta a fração de martensita formada. Sob baixas pressões (160 e 240 bar) essa variação é pouco significativa (inferior a 5%), sendo mais evidenciada no roleteamento realizado sob elevadas pressões (aproximadamente 25%). O aumento da pressão do fluido eleva a intensidade da deformação plástica do material, conseqüentemente, aumenta a força motriz para a transformação de fase. No entanto, este parâmetro não pode ser aumentado indefinidamente, pois pode causar danos estruturais ao material, levando à falha precoce ou a inutilização do produto roleteado, como visto na Figura 5.6.

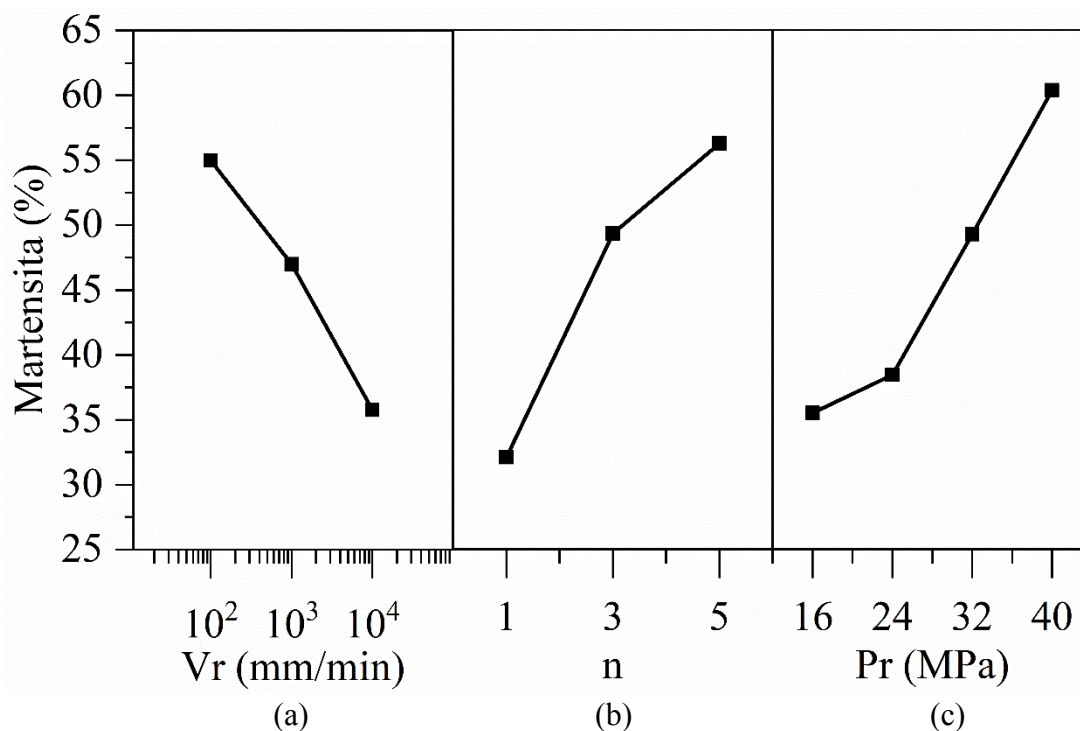


FIGURA 5.33 – Gráfico de efeitos principais dos parâmetros de roleteamento sobre a formação de martensita- α' : (a) velocidade, (b) número de passes e (c) pressão de roleteamento.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Com relação a interação entre dois fatores, somente a interação velocidade-número de passes de roleteamento não apresentou significância, ou seja, não existe interação entre esses fatores. As interações pressão-velocidade e pressão-número de passes apresentaram uma contribuição de 3.5 e 3.16 %, respectivamente. Os gráficos de interação entre os fatores pressão-velocidade, pressão-número de passes e velocidade-número de passes de roleteamento estão apresentadas nas Figuras 5.34a e 5.34b e 5.34c respectivamente. A redução da velocidade associada ao aumento da pressão de roleteamento induz ao aumento da fração de martensita formada. Em termos de mecanismos, pode se inferir que, o aumento da pressão hidrostática (maior força motriz) associada à redução da velocidade de roleteamento (tempo de contato entre a esfera e o material da peça longo o suficiente para permitir a resposta do material aos mecanismos de deformação plástica) criam condições favoráveis tanto à transformação de fase induzida por deformação plástica quanto ao aumento de sua intensidade. O aumento do número de passes associado ao aumento da pressão de roleteamento induz à formação de martensita e o aumento de sua fração. Os dois parâmetros são fontes de força motriz para a transformação de fase induzida por deformação. O acréscimo do número de passes promove uma deformação adicional, encruando continuamente o material e formando sítios para nucleação da martensita- α' enquanto o aumento da pressão hidrostática eleva a intensidade da força motriz. Como o encruamento não é indefinido, a deformação tende a se estabilizar. Isso pode ser visto na

estabilidade da fração de martensita com o aumento da pressão de 320 para 400 bar com cinco passes de roleteamento (Figura 5.34b). Embora não haja interação entre a velocidade e o número de passes de roleteamento, os resultados indicaram uma interação entre os três fatores, com contribuição de 8.58%. Portanto, deve ser apresentado a interação velocidade-passes (Figure 5.34c) para a compreensão da interação entre os três parâmetros. A única diferença observada foi em baixa velocidade de roleteamento (10^2 mm/min), que apresentou uma tendência a maior formação de α' quando o número de passes aumentou de um para três. Em moderadas e elevadas velocidades de roleteamento, não se observa variação na tendência à formação de martensita- α' quando se aumenta o número de passes.

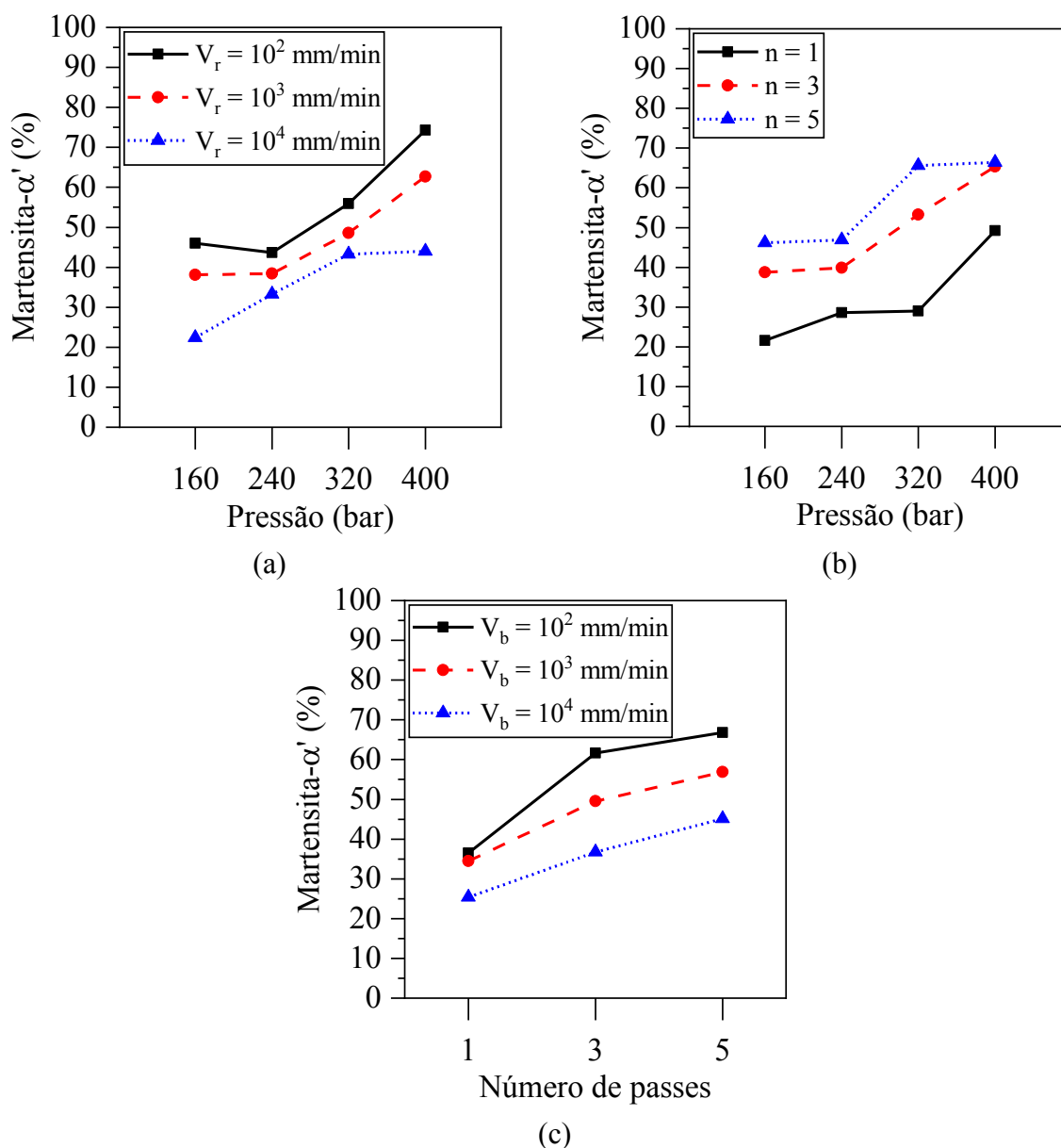


FIGURA 5.34 – Gráfico de interação entre dois fatores: (a) pressão e velocidade e (b) pressão e número de passes de roleteamento.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022.

5.7 A complexa previsibilidade da distribuição das deformações e da transformação de fase induzida por deformação na superfície

O principal modelo analítico de distribuição das deformações foi proposto por Hertz (1878). Embora complexo, este modelo é limitado às deformações elásticas e às regiões abaixo da área de contato entre o par esfera-peça. Alguns modelos propostos para o roleteamento, além de serem limitados a estas regiões, também são demasiadamente simplificados e desconsideram, por exemplo, a influência do atrito sobre o processo de deformação. Tais limitações induzem ao seguinte resultado: a deformação tende a zero na superfície em decorrência do atrito, que restringe o fluxo de material próximo à superfície. A deformação aumenta sua intensidade à medida em que se aumenta a profundidade, tendo seu valor máximo em uma região da subsuperfície onde o atrito tende a ter menor influência e decresce em regiões mais profundas, onde o carregamento imposto pela ferramenta não é capaz de afetar o material, como visto na Figura 5.8.

A simulação numérica mostra este efeito descrito por Hertz e adaptado para os modelos plásticos e elastoplásticos, mas não restringe sua análise na região abaixo da superfície de contato e, apesar de suas simplificações, os modelos numéricos são mais complexos que os modelos analíticos. De forma análoga aos resultados de simulação numérica apresentados anteriormente, a Figura 5.35 apresenta os resultados de deformação total equivalente para os estágios 1, 3 e 5 da amostra roleteada com pressão de 16 MPa, velocidade de 10^2 mm/min e um passe de roleteamento. O objetivo destas análises é mostrar que a distribuição das deformações superficiais no processo de roleteamento não podem ser descritas pelos modelos atuais e que os resultados sugerem um comportamento diferente daquele apresentado pela literatura. A primeira observação é que na região de contato entre a esfera e a peça, as deformações se distribuem de forma heterogênea ao longo da subsuperfície. Como mencionado, isto se deve ao atrito gerado entre a esfera e a peça que inibe o fluxo de material na superfície de contato e, conseqüentemente, as deformações superficiais. Tais deformações aumentam e atingem sua intensidade máxima na subsuperfície da peça, conforme estabelecido no modelo de contato elástico de Hertz (1878). No entanto, observa-se a formação de uma “onda” formada à frente da esfera, resultado do fluxo de material durante a deformação plástica, cuja intensidade de deformação total equivalente é quase tão alta quanto a subsuperfície. Tal comportamento não é previsto nos modelos de distribuição de deformações, pois são modelos bastante simplificados (KORZYNSKI, 2007). Como estes fatores são negligenciados, as previsões para a deformação e transformação de fase próxima à superfície apresentam resultados errôneos. Portanto, é de

extrema importância entender o processo de deformação que induz a transformação de fase na superfície da peça, pois a deformação é a força motriz para a ocorrência desse fenômeno.

Como visto na Figura 5.35, a onda de deformação começa a se formar nas primeiras etapas de roleteamento, sem contato total entre a onda e a esfera, pois, a onda se forma à frente da esfera, semelhante a um processo de indentação. Uma vez formada, a ferramenta passa para os estágios subsequentes e deforma a onda novamente, o que resulta em um aumento adicional na deformação superficial. O resultado numérico sugere que a principal fonte de deformação responsável por induzir a transformação de fase por deformação superficial decorre desse comportamento.

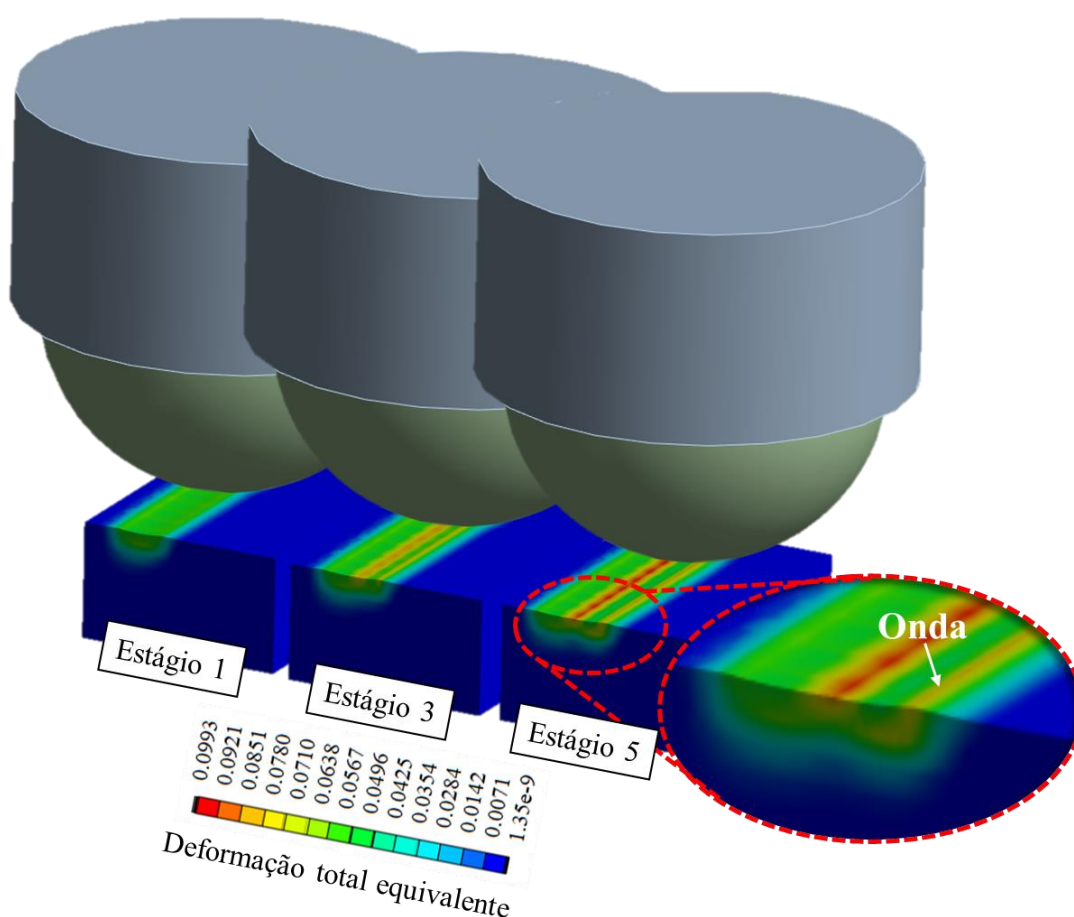


FIGURA 5.35 – Análise por elementos finitos da deformação total equivalente para uma amostra roleteada com pressão de 160 bar, velocidade de 10^2 mm/min e um passe.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

As Figuras 5.36a a 5.36c mostram os valores das deformações totais equivalentes em função dos estágios 1 a 6 (coluna da esquerda) e a distribuição espacial dessas deformações na superfície dos corpos de prova roleteados para os estágios 1 e 6 (coluna da direita), que correspondem ao início e ao final do processo de roleteamento simulado, respectivamente. A influência da velocidade de roleteamento para a pressão de 160 bar e um passe está mostrado

na Figura 5.36a. Observe que não apenas a intensidade da deformação na velocidade de 10^4 mm/min é ligeiramente menor em comparação com a velocidade de 10^2 mm/min, mas também a área deformada. A condição de atrito entre a esfera e a peça é extremamente complexa devido à elevada velocidade. É possível que o atrito atuante esteja dentro do regime de running-in devido ao baixo tempo. Isto pode ter resultado em um baixo coeficiente de atrito, que por sua vez promove maior homogeneização das deformações. Teoricamente, as deformações superficiais deveriam ter aumentado. No entanto, as condições tribológicas de contato (por exemplo, o fenômeno stick-slip) podem ter gerado uma instabilidade no processo de roleteamento que influenciou a deformação e resultou na diminuição das deformações, uma vez que o modelo utilizado não previu as ações dos mecanismos ativados termicamente. Mesmo que as deformações tenham sido menores, sua homogeneidade favoreceu a distribuição das deformações na região de formação das ondas, conforme visto no detalhamento. Embora a deformação total equivalente tenha aumentado ao longo dos estágios, os resultados sugeriram uma saturação da deformação a partir da etapa 4 para ambas as velocidades, ou seja, a onda foi submetida à maior deformação possível nas condições simuladas.

A influência do número de passes de roleteamento para pressão de 160 bar e velocidade de 10^2 mm/min está apresentada na Figura 5.36b. Aumentar o número de passes de roleteamento de um para dois quase dobrou os valores da deformação total equivalente. Obviamente, espera-se que um novo aumento no número de passes aumente a deformação, no entanto, um aumento no número de passes superior a três não tende a elevar a deformação, pois o encruamento tende a saturar. Para ambos os passes de roleteamento, a deformação também satura a partir do quarto estágio. A distribuição das deformações superficiais (coluna da direita) mostrou que a área deformada também aumentou consideravelmente no segundo passe. Isto é importante pois, como visto ao longo da literatura apresentada, o estado compressivo tende a produzir mais núcleos para a formação de martensita.

A influência da pressão de roleteamento (para amostras simuladas com uma velocidade de 10^2 mm/min em um passe) está indicada na Figura 5.36c. O aumento da pressão aumentou a deformação total equivalente na superfície. tal comportamento é esperado, segundo a literatura apresentada. A saturação de deformação para a amostra simulada com pressão de 400 bar apresentou um comportamento diferente do observado em análises anteriores. Houve um atraso na saturação, que ocorreu a partir do quinto estágio. Além disso, a diferença de deformações entre as duas pressões aumentou a partir do quarto estágio, o que indica a maior severidade do processo de deformação sob elevadas pressões. Em geral, o número de passes de

roleteamento e a pressão foram os parâmetros que mais influenciaram a deformação total equivalente.

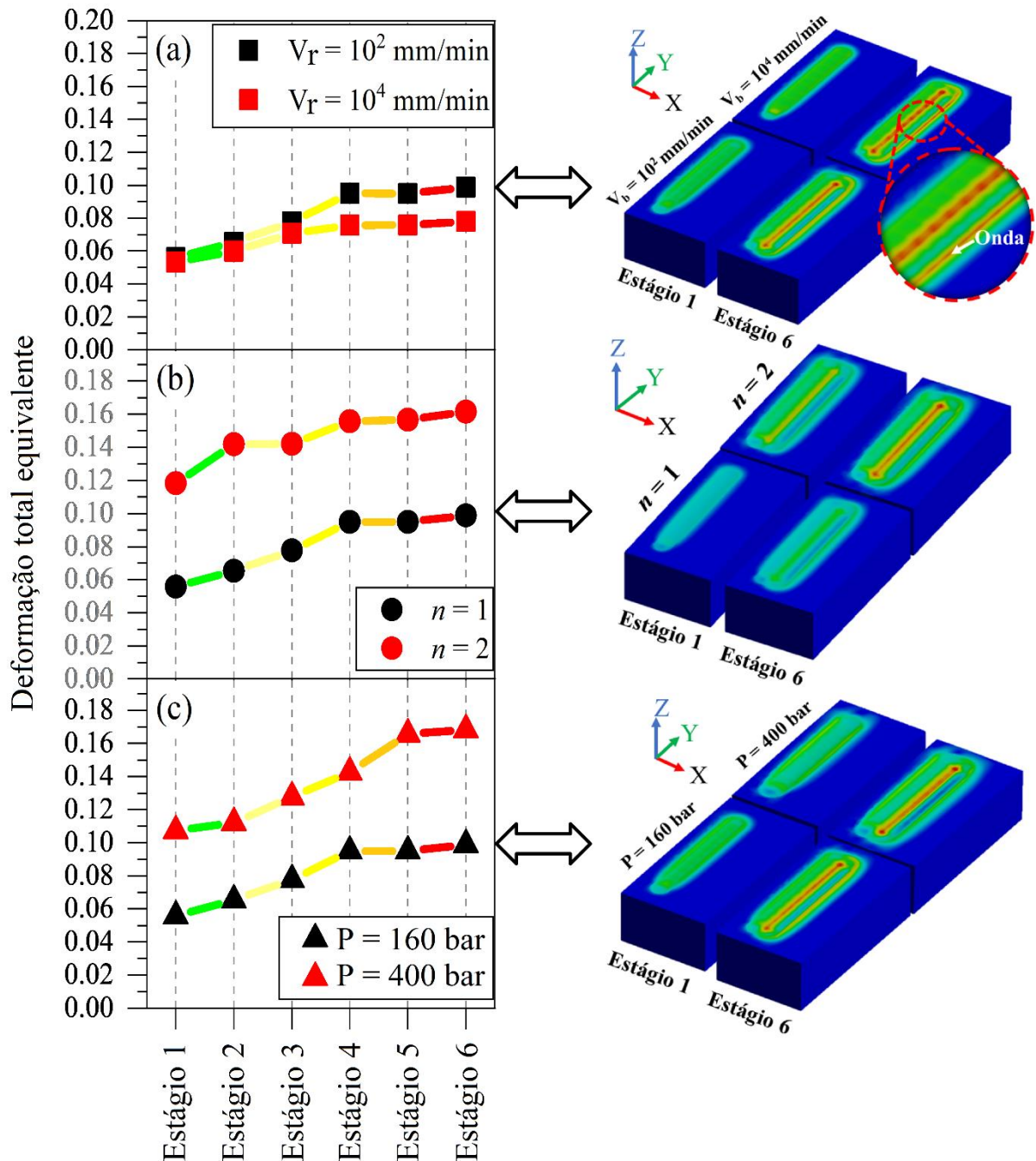


FIGURA 5.36 – Análise por elementos finitos: a coluna da esquerda apresenta a influência (a) da velocidade de roleteamento, (b) número de passes e (c) pressão sobre a deformação total equivalente e a coluna da direita a distribuição espacial de suas respectivas deformações.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

A transformação de fase induzida por deformação na superfície é uma consequência direta do processo de deformação superficial discutido anteriormente (Figuras 5.35 e 5.36). A simulação numérica foi capaz de mostrar o efeito do processo de roleteamento sobre a superfície, o que é difícil de se obter empiricamente. Para demonstrar, empiricamente, a

distribuição da formação de martensita- α' o mais próximo da superfície até uma profundidade de 2 μm , foi utilizada as técnicas de GIXRD associada à espectroscopia Mössbauer (CEMS). Para tanto, duas amostras foram escolhidas aleatoriamente. A espectroscopia Mössbauer é capaz de identificar as fases a uma profundidade de 0,1 mm. As Figuras 5.37a e 5.37b mostram os espectros da amostra 1 (cujos parâmetros de roleteamento foram: $P = 320$ bar, $V_r = 10^3$ mm/min e $n = 1$) e amostra 2 (cujos parâmetros de roleteamento foram: $P = 400$ bar, $V_r = 10^4$ mm/min e $n = 5$), respectivamente. Os espectros obtidos da espectroscopia de Mössbauer foram ajustados com dois e/ou três conjuntos de subspectros (sextetos, dupletos e singletos) que foram associados às fases austenítica (γ) (linha verde/singletos), martensita (α') (vermelha linha/sextetos). Para ambas as amostras, a formação de α' -martensita foi identificada. Embora a presença de austenita expandida (ϵAE) tenha sido identificada apenas para a amostra 2 (Figura 5.37b), esta questão não será abordada por não ser o foco desta pesquisa e análises adicionais devem ser realizadas compreender tal fenômeno.

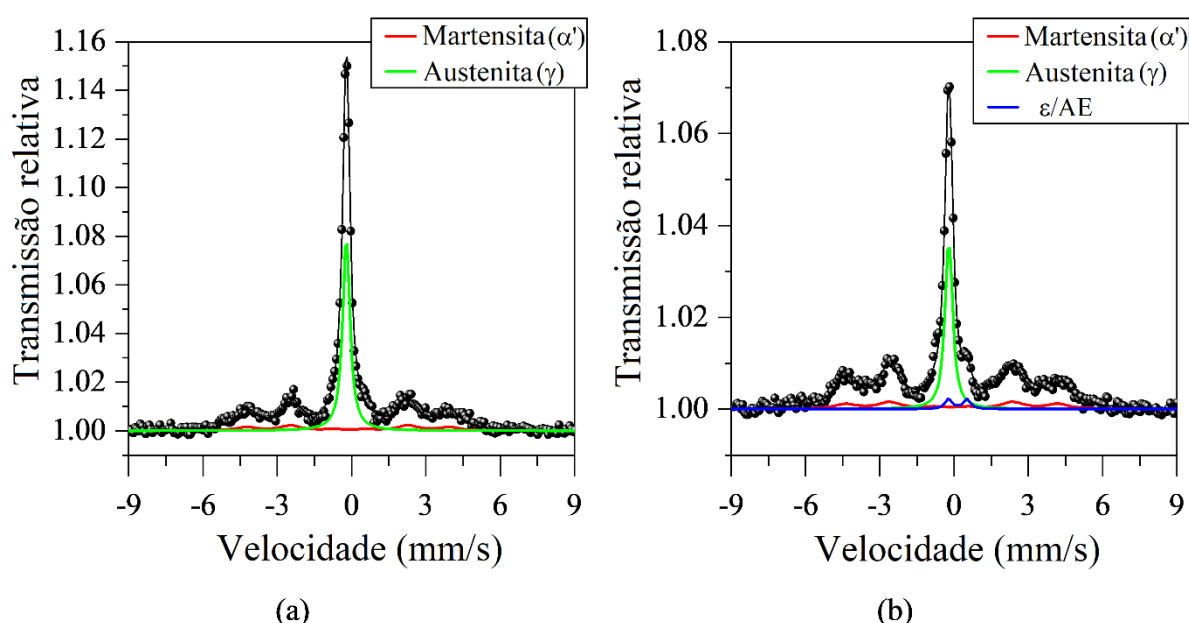


FIGURA 5.37 –Espectros Mössbauer (CEMS) para as amostras roleteadas com (a) $P = 320$ bar, $V_r = 10^3$ mm/min e $n = 1$ e (b) $P = 400$ bar, $V_r = 10^4$ mm/min e $n = 5$, para uma profundidade inferior a 0,1 μm . FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

A Tabela 3 apresenta os parâmetros hiperfinos das análises de espectroscopia Mössbauer (CEMS) para as amostras 1 e 2. O teor de martensita, a uma profundidade de aproximadamente 0,1 μm , da amostra 1 e da amostra 2 foi de 45% e 59%, respectivamente.

TABELA 5.3: Parâmetros hiperfinos à temperatura ambiente para as amostras 1 e 2.

Amostra	Fase	$\delta \pm 0,05$ (mm/s)	$2\varepsilon/\Delta Q \pm 0,05$ (mm/s)	$B_{hf} \pm 0,5$ (Tesla)	Fração (%)
Amostra 1	Martensita (α')	-0,01	-0,06	25,4	45
	Austenita (γ)	-0,12	-0,10	-	55
Amostra 2	Martensita (α')	-0,01	-0,02	26,59	59
	Austenita (γ)	-0,10	0,10	-	37

A Figura 5.38 apresenta os resultados da formação de martensita- α' em função da profundidade da camada afetada (profundidade < 2 μm). A primeira etapa foi a obtenção da curva obtida empiricamente com os dados de GIXRD, cujas frações martensíticas foram obtidas a partir da profundidade de 0,255 μm até a profundidade de 2,125 μm . Com estes dados, foi possível criar um modelo analítico empírico com o objetivo de descrever o comportamento da fração martensítica e extrapolá-lo até a superfície. Por fim, validar o modelo com um resultado empírico obtido por meio da espectroscopia Mössbauer (CEMS) a uma profundidade de 0,1 μm .

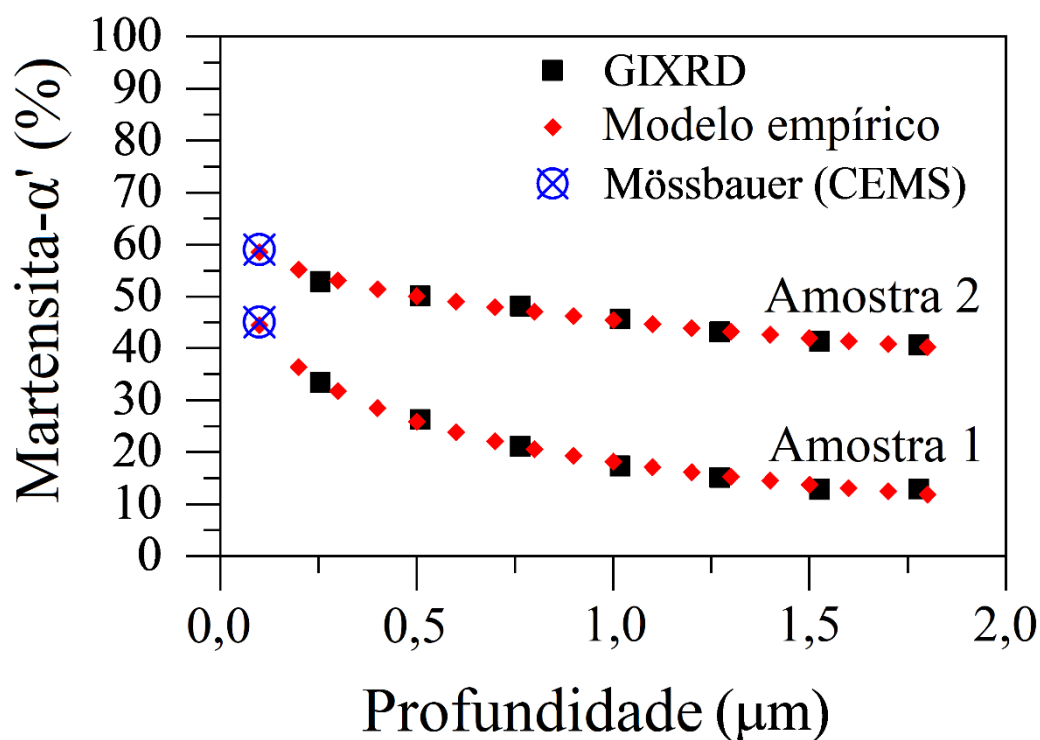


FIGURA 5.38 – Distribuição da fração martensítica por meio dos dados de GIXRD, modelo empírico desenvolvido a partir dos dados de GIXRD e pelos dados obtidos pela espectroscopia Mössbauer,

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

As equações 5.1 e 5.2 correspondem as amostras 1 e 2, respectivamente, e descrevem o comportamento da fração martensítica obtidos por GIXRD com $R2_{adj.} = 0,99$. As curvas 1 e 2 foram extrapoladas, por meio das equações 5.1 e 5.2 para a profundidade de $0,1 \mu\text{m}$ e apresentaram frações de α' -martensita equivalentes a 44,44% e 58,55%. Conforme visto anteriormente, para a mesma profundidade, as análises por espectroscopia Mössbauer indicaram frações de martensita equivalentes a 45% e 59% para as amostras 1 e 2, respectivamente.

$$\text{Martensita} - \alpha'_{(\%)} \text{ amostra 1} = 17,4424 + 0,7226x - 11,6940 \ln(x) \quad 5.1$$

$$\text{Martensita} - \alpha'_{(\%)} \text{ amostra 2} = 48,6206 + 3,2284x - 4,4525 \ln(x) \quad 5.2$$

Os valores obtidos empiricamente e por extrapolação das curvas foram muito próximos (diferença máxima inferior a 0,56%), portanto, conclui-se que em uma camada de até $2 \mu\text{m}$, pode-se afirmar que a tendência é de aumento da fração de martensita- α' até à superfície. Como essa martensita é formada por deformação, por propriedade transitiva, pode-se inferir que a deformação na superfície foi maior do que na subsuperfície. Esta afirmação só é válida até uma determinada profundidade, pois, conforme descrito pela teoria de contato de Hertz, que é aplicada ou é utilizada como referência para modelagem aplicada ao roleteamento, as maiores deformações ocorrem em maiores profundidades. A diferença é que os modelos adotados não preveem que em uma camada mais próxima à superfície, a deformação e transformação de fase é maior na superfície e decresce ao longo desta camada. Isto é importante pois a superfície pode ser uma “porta de entrada” para a ocorrência de diversos fenômenos, com a nucleação de trincas por fadiga ou pelo processo de corrosão ou que envolvam difusão.

5.8 Técnicas avançadas de caracterização topográfica de superfícies roleteadas

Esta seção apresenta a análise da qualidade superficial por meio de técnicas de caracterização superficial avançadas. Para tanto, a seção foi subdividida em análise de rugosidade aritmética média, análise de isotropia e direcionalidade superficial, análise de distribuição de frequência espacial, análise fractal sensível à escala e ondeletas contínuas.

5.8.1 Rugosidade aritmética média

Por ser um parâmetro de qualidade superficial amplamente empregado, a rugosidade aritmética média (Ra) foi medida com propósito comparativo. A Figura 5.39 apresenta a influência da velocidade e do número de passes de roleteamento sobre Ra. De maneira geral, a rugosidade tende a reduzir com a elevação do número de passes. O maior valor de Ra ($0,15 \mu\text{m}$) foi obtido com um passe de roleteamento e velocidade de 10^2 mm/min e reduziu para $0,12 \mu\text{m}$ quando o número de passes aumentou para três, permanecendo estatisticamente inalterado com o aumento para cinco passes de roleteamento. Para elevados valores de velocidade de roleteamento (10^3 e 10^4 mm/min), os valores de Ra foram estatisticamente os mesmos e permaneceram constantes após o número de passes aumentar de um para três (aproximadamente $0,125 \mu\text{m}$), mas reduziram consideravelmente com cinco passes de roleteamento (aproximadamente $0,09 \mu\text{m}$). Este comportamento é esperado, uma vez que o aumento do número de passes promove uma deformação plástica adicional dos picos de rugosidade.

A velocidade de roleteamento teve pouca influência sobre os valores de Ra. Para um passe de roleteamento, o valor de Ra reduziu quando a velocidade de roleteamento aumentou de 10^2 para 10^3 mm/min . O aumento adicional da velocidade para 10^4 mm/min não alterou significativamente o valor de Ra. Para três passes, a velocidade de roleteamento não influenciou os valores de Ra e, para cinco passes, os valores de Ra foram reduzidos de $0,12$ para $0,09 \mu\text{m}$ quando a velocidade de roleteamento aumentou de 10^2 para 10^3 mm/min . O aumento da velocidade para 10^4 mm/min não afetou o valor de Ra.

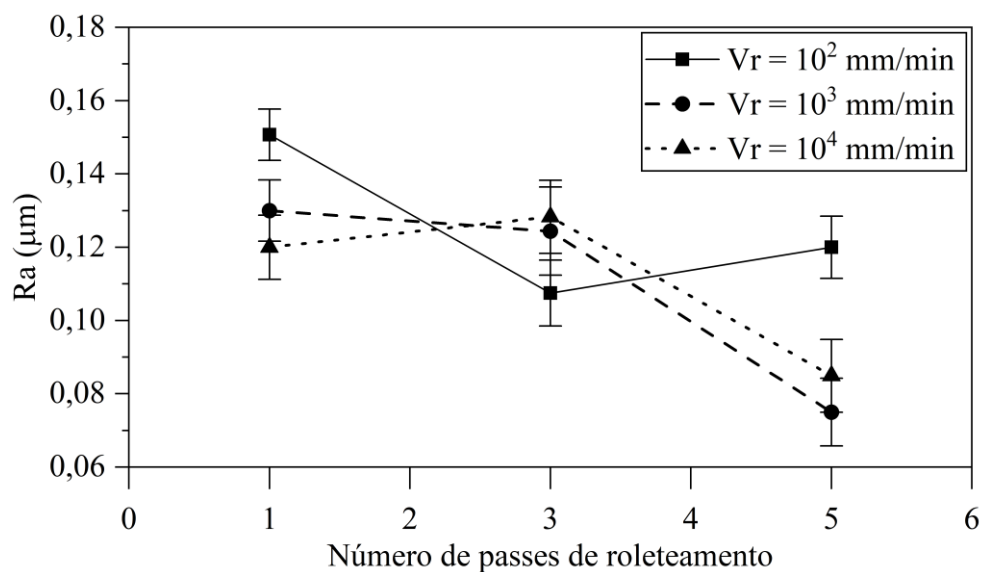


FIGURA 5.39 – Efeito do número de passes de roleteamento sobre a rugosidade aritmética média (Ra).

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.8.2 Isotropia, periodicidade e direcionalidade da textura superficial

As Figuras 5.40a a 5.40c apresentam, respectivamente, as imagens da superfície primária, da rosa morfológica e do gráfico polar de periodicidade direcional com limiar “s” de 0,2 da amostra polida antes do roleteamento. A superfície polida apresenta textura com direção principal a 0° (Figura 5. 40b) e isotropia de 8,15%. O gráfico polar de periodicidade direcional apresenta uma análise qualitativa do aspecto da superfície da textura, permitindo avaliar se ocorrem padrões de anisotropia e, quantitativamente, a periodicidade da textura. A superfície polida teve uma periodicidade de textura de 25% e, como visto na Figura 5. 40c, não apresenta nenhum padrão dominante. Os valores apresentados em todas análises foram extraídos de uma tabela fornecida pelo software.

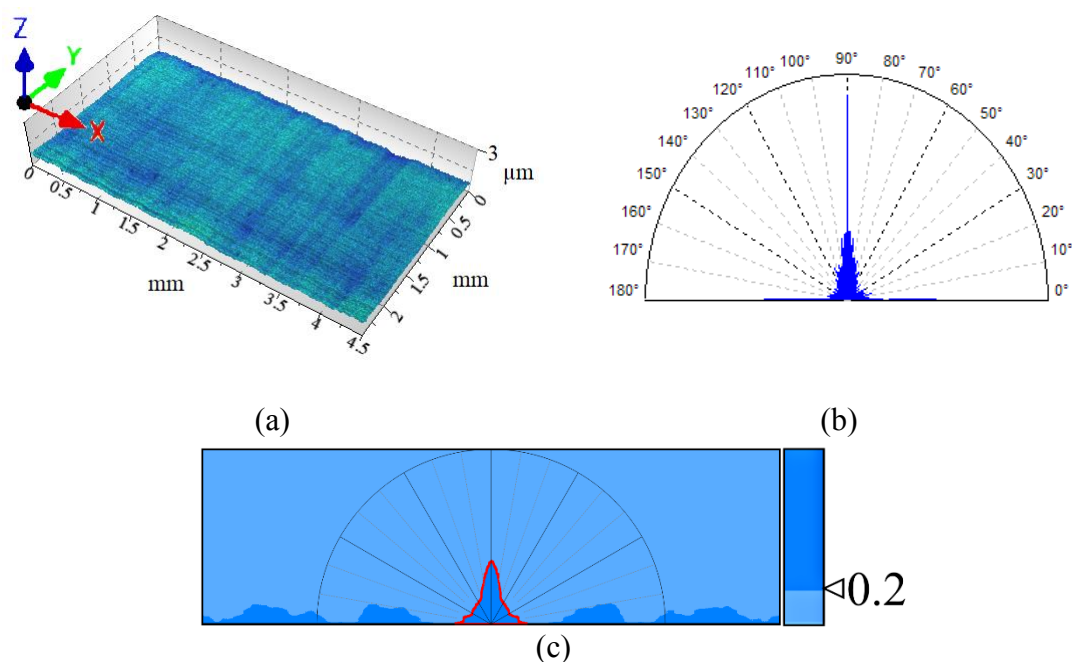


FIGURA 5.40 – Textura superficial da amostra polida: a) superfície primária b) rosa morfológica e c) gráfico polar de periodicidade direcional.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

A Figura 5.41 mostra o efeito do número de passes e da velocidade de roleteamento sobre os valores de isotropia da textura superficial correspondente ao espectro polar de Fourier da superfície roleteada, correlacionando os aspectos de isotropia com as imagens da superfície primária e gráficos polares de periodicidade direcional (com limiar “s” de 0,2). Observa-se que um passe de roleteamento induziu uma forte característica anisotrópica na superfície com valor da isotropia superficial foi de 5%, independentemente da velocidade de roleteamento. O gráfico polar de periodicidade direcional mostra um padrão de textura anisotrópica dominante (linhas verticais com espaçamento periódico bem definido). Entretanto, houve uma pequena variação na periodicidade direcional da anisotropia superficial, cujo valor de 66% foi reduzido para 48% quando a velocidade aumentou de 10^2 para 10^3 mm/min e, posteriormente, aumentou para 56% para uma velocidade de 10^4 mm/min. O aumento do número de passes de roleteamento de um para três resultou em uma perda da característica anisotrópica da superfície, tendendo para uma superfície isotrópica, com valores de isotropia de 27, 47 e 43%, enquanto a periodicidade direcional da anisotropia da superfície foi reduzida em 28, 16 e 28%, para velocidades de 10^2 , 10^3 e 10^4 mm/min, respectivamente. O aumento do número de passes promoveu uma redução de 13% nos valores de Ra quando o roleteamento foi realizado na velocidade de 10^2 mm/min. Para velocidades de 10^3 e 10^4 mm/min, o aumento adicional no número de passes não promoveu nenhuma alteração significativa nos valores de Ra (vide Figura 5.39), porém, deve ser

ênfatisada a característica isotrópica da superfície. Este aspecto é de suma importância, pois, mesmo sem variação nos valores de Ra, o aumento do número de passes resultou em uma transição das características da superfície anisotrópica para isotrópica, o que pode afetar tanto a funcionalidade quanto o comportamento da superfície. A característica anisotrópica é completamente eliminada quando o roleteamento é realizado com cinco passes. Nesta condição, a superfície assumiu uma característica isotrópica com valores de 43, 54 e 80% para as velocidades de 10^2 , 10^3 e 10^4 mm/min, respectivamente. Como consequência, não é possível identificar a periodicidade direcional da anisotropia superficial. Para uma velocidade de roleteamento de 10^2 mm/min, a perda da característica anisotrópica não alterou os valores de Ra. Em geral, para maiores valores de fatores de sobreposição, o aumento do número de passes de roleteamento promove a deformação adicional dos picos de ondulação e rugosidade deixados pelos passes anteriores, preenchendo seus vales. Assim, há uma tendência à uniformização e isotropia da superfície. Entretanto, não é possível afirmar que a tendência à isotropia implica uma redução da rugosidade e vice-versa, mas pode-se concluir que superfícies com o mesmo valor Ra podem ter características isotrópicas diferentes.

A influência da velocidade de roleteamento tanto na isotropia superficial quanto na periodicidade direcional da anisotropia superficial foi menos significativa. Em geral, um aumento na velocidade de roleteamento tende a intensificar a isotropia de superfície. O aumento da velocidade de roleteamento promove um aumento da taxa de deformação e os resultados sugerem que uma mudança direcional no fluxo de plástico do material ocorre quando a velocidade de roleteamento é aumentada. Assim, há uma forte tendência à isotropia superficial quando se associa ao aumento da velocidade de roleteamento com o número de passes. Para a análise de rugosidade, a Figura 5.39 indica que os valores Ra não mudam significativamente quando são empregadas velocidades de roleteamento mais elevadas (10^3 e 10^4 mm/min). Entretanto, o aumento da velocidade de roleteamento de 10^2 para 10^3 ou 10^4 mm/min, considerando apenas um passe de roleteamento, reduziu os valores de Ra para 12,5 μ m, mantendo uma forte característica anisotrópica superficial. Empregando-se três passes de roleteamento, não se verifica variação significativa nos valores de Ra quando a velocidade de roleteamento é aumentada, mas as velocidades mais altas elevam consideravelmente a isotrópica de superfície. Com cinco passes de roleteamento, o aumento da velocidade de 10^2 para 10^3 ou 10^4 mm/min reduziu os valores de Ra em aproximadamente 30% e aumentou consideravelmente a isotropia superficial. Similarmente ao número de passes, não foi possível identificar uma relação entre a característica de isotropia de superfície e Ra.

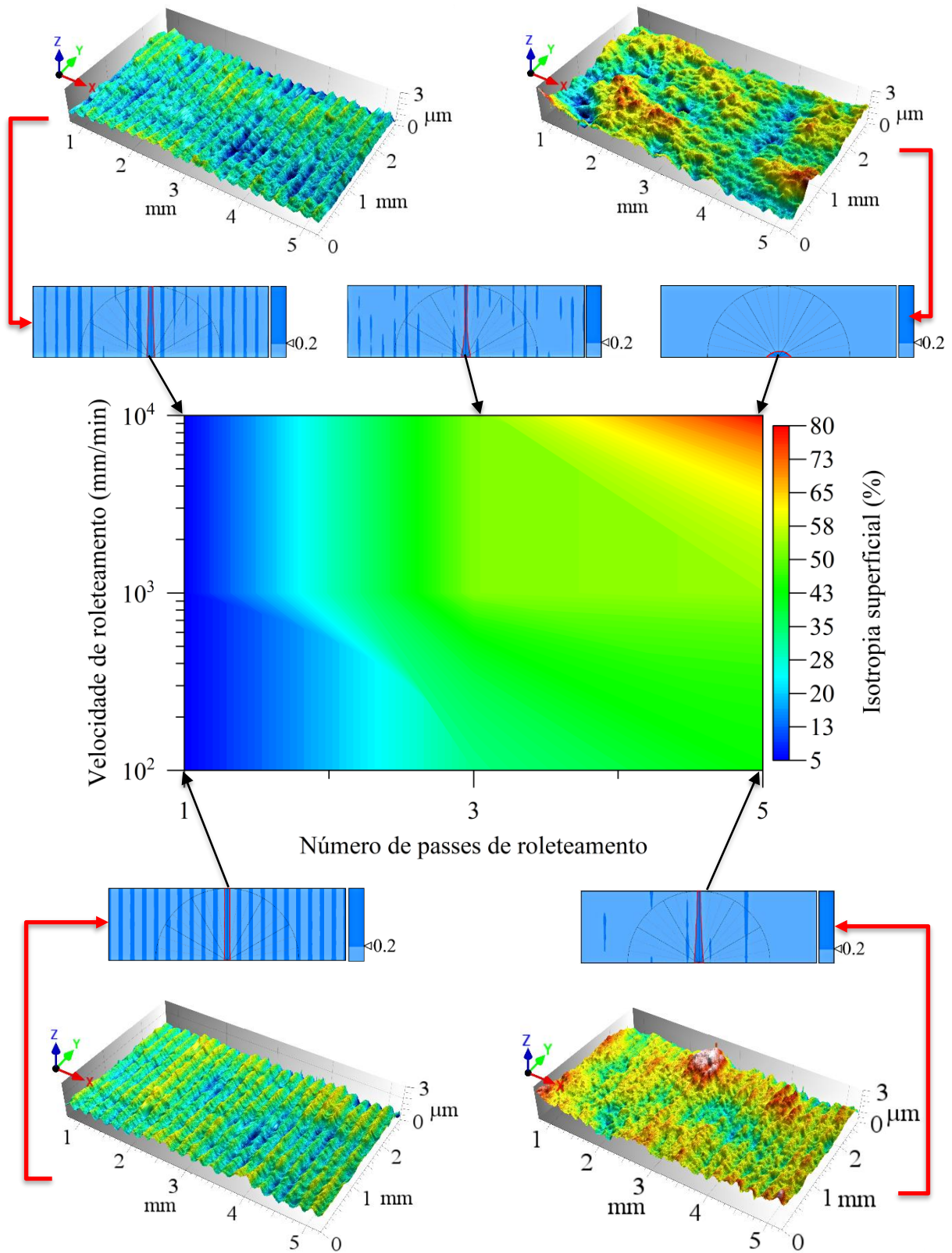


FIGURA 5.41 – Resultado de isotropia superficial.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

A figura 5.42 apresenta os resultados dos padrões de direcionalidade das superfícies roleteadas com base nas rosas morfológicas. Para melhor visualização, estas foram rotacionadas a 90° . O número de passes de roleteamento é o fator mais relevante. Um único passe de roleteamento produz texturas com uma característica direcional semelhante à condição ideal (90°) ou seja, com a direção da textura principal coincidindo com a direção da velocidade de roleteamento. Esse comportamento é independente da velocidade de roleteamento. As direções secundária e terciária também estão próximas a 90° , indicando uma estreita dispersão na direcionalidade da textura da superfície. O aumento do número de passes de um para três induziu uma dispersão mais ampla na direcionalidade da textura superficial. Pode-se observar que a direção preferencial da textura da superfície permanece em 90° , mas com direções secundárias e terciárias mais difusas. Com cinco passes de roleteamento, a direcionalidade da textura preferencial é completamente perdida e a superfície assume características isotrópicas. Esta perda de direcionalidade está relacionada a uma condição de deformação mais severa, pois o aumento do número de passes de roleteamento promove uma deformação adicional na superfície e subsuperfície da amostra.

Embora em menor grau, a elevação da velocidade de roleteamento contribui para a intensificação das características isotrópicas da direcionalidade da textura superficial. Portanto, uma combinação de alta velocidade com elevado número de passes de roleteamento tende a produzir superfícies com características isotrópicas.

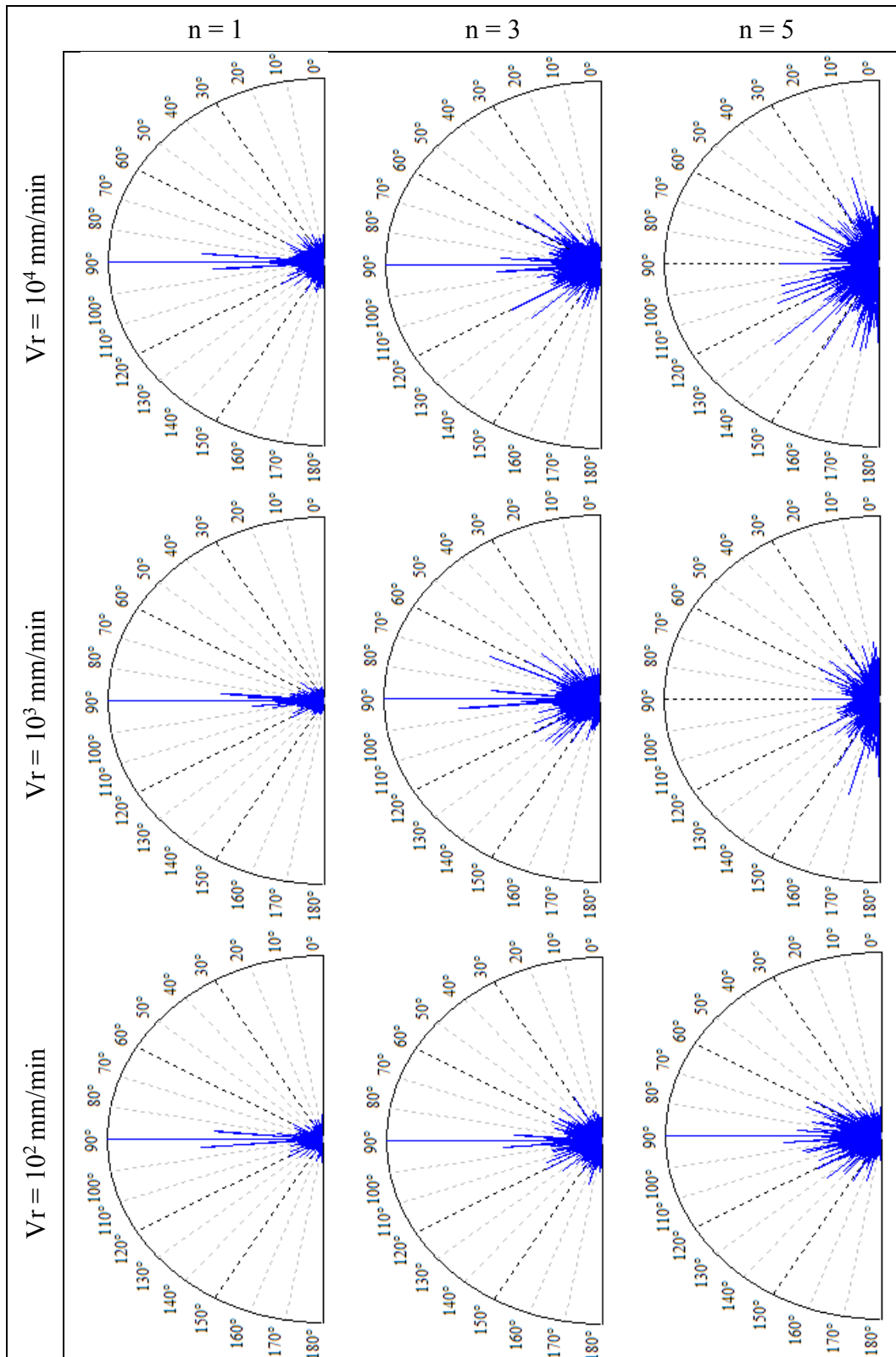


FIGURA 5.42 – Rosas morfológicas: resultados de direcionalidade de textura superficial.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.8.3 Análise da densidade espectral de potência de área

Essa técnica de caracterização é versátil e permite a avaliação de superfícies com características que é definida para diferentes processos de fabricação. As mudanças na frequência espacial da superfície foram identificadas por Lee et al (2017) após a usinagem com uma ferramenta de corte desgastada. A frequência espacial para a superfície inicial (superfície orientada obtida com ferramenta de corte afiada) apresentou um pico dominante na frequência de avanço fundamental. Após a usinagem com a ferramenta desgastada (superfície menos orientada), ocorreu um aumento de amplitude de picos em distintas frequências espaciais, neste caso menor do que a frequência de avanço fundamental.

O efeito do número de passes e da velocidade de roleteamento na distribuição da frequência espacial obtida através da análise da densidade espectral de potência areal (APSD) está apresentado na Figura 5.43. O número de passes afetou fortemente as características da superfície roleteada e as curvas apresentaram o mesmo comportamento, independentemente da velocidade de roleteamento. O roleteamento realizada com um passe (Figura 5.43a) produz uma característica de superfície bem definida e uniforme, que vai de acordo com os resultados de anisotropia obtido anteriormente. A velocidade de roleteamento somente afetou a intensidade de pico, diminuindo à medida que a velocidade de roleteamento foi aumentada.

O resultado do espectro de frequência indicou uma frequência espacial de 5 mm^{-1} , que corresponde a um pico com comprimento de onda de 0,2 mm. Teoricamente, é esperada uma frequência de 10 mm^{-1} , ou seja, um pico com comprimento de onda igual ao sobrepasso de roleteamento (0,1 mm). Esse pico foi observado na maioria das condições testadas (ver detalhe A nas Figuras 5.43a a 5.43c), entretanto, não foi predominante em nenhuma delas, com predominância para um valor de comprimento de onda correspondente ao dobro do passo de roleteamento (0,2 mm), sendo considerado uma característica da distribuição do fluxo plástico do material durante o processo de deformação. O aumento do número de passes de roleteamento de um para três gerou novos picos na superfície (Figura 5.43b). Uma superfície com um padrão definido com comprimento de onda de 0,2 mm ainda está presente, mas há uma tendência à perda dessa característica. Quando o número de passes de roleteamento aumenta de três para cinco (Figura 5.43c), a predominância da periodicidade da frequência de 5 mm^{-1} é totalmente eliminada e a superfície apresenta uma frequência difusa.

Estes resultados sugerem que o fluxo de plástico sob condições severas de deformação altera as características da superfície. Para uma velocidade de roleteamento de 10^2 mm/min , o pico predominante foi observado em aproximadamente 0,96 mm, enquanto um

grande número de picos com elevada intensidade e frequências de 1,59 (0,63 mm), 1,33 (0,75 mm) e 1,05 mm⁻¹ (cujo comprimento de onda de 0,95 mm corresponde à escala de ondulação da superfície) foram observados para 10³ mm/min. Na velocidade de roleteamento de 10⁴ mm/min, a superfície tendeu a uma normalização, com baixa variação de intensidades dos picos, mas com uma grande quantidade de picos com distribuição frequência mais difusa.

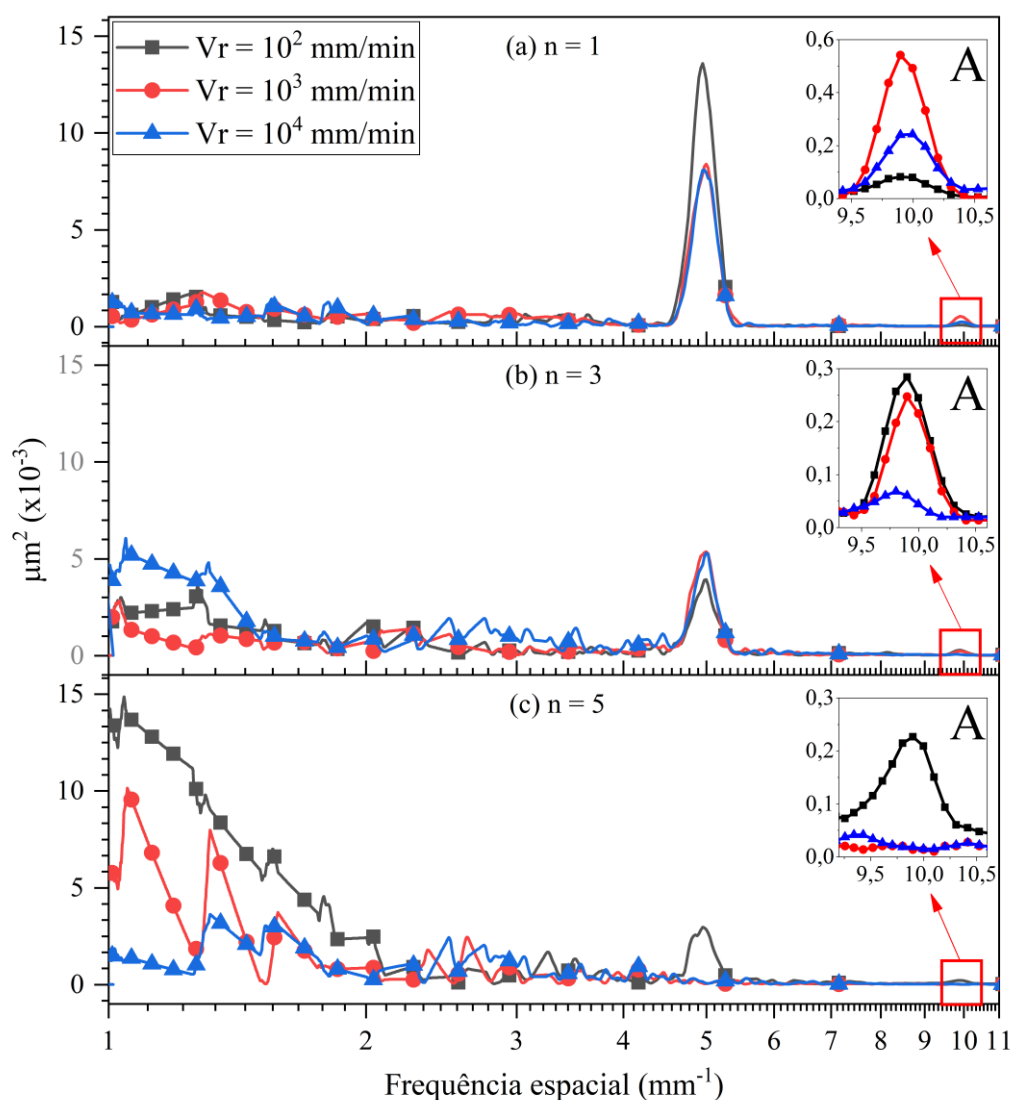


FIGURA 5.43 – Efeito do número de passes e velocidade de roleteamento sobre a frequência espacial: a) n = 1, b) n = 3 e c) n = 5.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Considerando a influência da velocidade para um passo de roleteamento (Figura 5.43a), o espectro apresenta um pico predominante da frequência espacial de 5 mm⁻¹ e o aumento da velocidade alterou apenas a intensidade do pico. A maior intensidade de pico ocorreu na superfície roleteada a uma velocidade de 10² mm/min, indicando maior estabilidade do padrão característico. Com três passos de roleteamento (Figura 5.43b) ainda pode ser notada a predominância da frequência espacial de 5 mm⁻¹ para 10² e 10³ mm/min, apesar do surgimento

de picos secundários com valores significativos. Embora a frequência de 5 mm^{-1} esteja evidenciada para a velocidade de roleteamento de 10^4 mm/min , a predominância ocorreu na frequência de 1,05 (comprimento de onda de 0,95 mm). Para cinco passes de roleteamento (Figura 5.43c), o pico com um comprimento de onda de 0,2 mm é encontrado apenas a uma velocidade de 10^2 mm/min , com baixa intensidade, predominando as frequências de 1,04, e aumentou de 1,05 para $1,31 \text{ mm}^{-1}$ quando a velocidade de roleteamento foi elevada de 10^3 para 10^4 mm/min . Portanto, a maior intensidade de deformação plástica associada à elevadas velocidades de roleteamento resultou em superfícies mais uniformes.

5.8.4 Análise fractal sensível à escala

Os resultados da análise fractal sensível à escala das amostras roleteadas estão apresentados na Figura 5.44. A transição de superfície suave-rugosa, indicada no detalhamento A do gráfico, apresentou uma baixa dispersão de valores em torno de um valor médio de 209 μm , que é próximo ao valor do pico identificado pelas análises de APSD (200 μm) para a maioria das superfícies, independentemente das características topográficas da textura superficial. Nenhuma tendência clara foi associada com os parâmetros de roleteamento testados.

O *crossover* (SRC) é um parâmetro de escala, cujo valor relativo do comprimento tende a um; acima deste valor, a superfície é considerada lisa, ou seja, pode ser descrita pela geometria euclidiana. Um SRC abaixo de um indica que a superfície é áspera e pode ser descrita pela geometria fractal (desde que possua características que definam uma superfície fractal). A velocidade de roleteamento de 10^2 mm/min e $n = 3$ promoveu uma transição de escala suave-rugosa com valor de 191,3 μm , seguida pela velocidade de 10^3 mm/min ($n = 1$), com valor de 195 μm . Entretanto, não foi observada uma discrepância apreciável nos valores SRC entre os parâmetros testados e assim não é possível inferir como o estado de deformação durante o roleteamento afetou a transição de superfícies suave para superfícies ásperas.

Embora a variação da transição suave-rugosa tenha sido baixa, a complexidade superficial, medida pela escala de complexidade máxima (S_{mfc}) foi drasticamente afetada pela severidade do processo de roleteamento. A velocidade de roleteamento foi mais relevante que o número de passes; os resultados podem, portanto, serem representados pelos valores médios de complexidade fractal em função da velocidade de roleteamento. O roleteamento realizado com uma velocidade de 10^3 mm/min produziu uma superfície com maior complexidade fractal (0,716), contra 0,155 e 0,172 para velocidades de 10^2 e 10^4 mm/min , respectivamente,

representando um aumento no grau de complexidade de 463 e 416 %, respectivamente. Este resultado indica traços de comportamento ou mecanismos de formação que vêm do processo de roleteamento e seus parâmetros, que é uma característica indicativa da caracterização da análise fractal sensível à escala, como descrito por Brown e Savary (1991). Todas as curvas apresentaram duas regiões de transição de complexidade: para velocidades de 10^2 e 10^4 mm/min, estas regiões têm um comportamento linear, em contraste com a velocidade de 10^3 mm/min, que apresenta um comportamento sinuoso após a primeira transição (detalhe B), sugerindo assim uma mudança nos fenômenos governantes do processo de roleteamento, possivelmente devido ao fluxo plástico típico nesta velocidade. A velocidade de roleteamento de 10^4 mm/min promoveu uma complexidade 111% maior que da velocidade 10^2 mm/min e o aumento do número de passes resultou em uma deformação plástica adicional dos picos de rugosidade e ondulação remanescentes das passagens anteriores, reduzindo a complexidade, pois a superfície tende a ter uma característica isotrópica, portanto, mais simples.

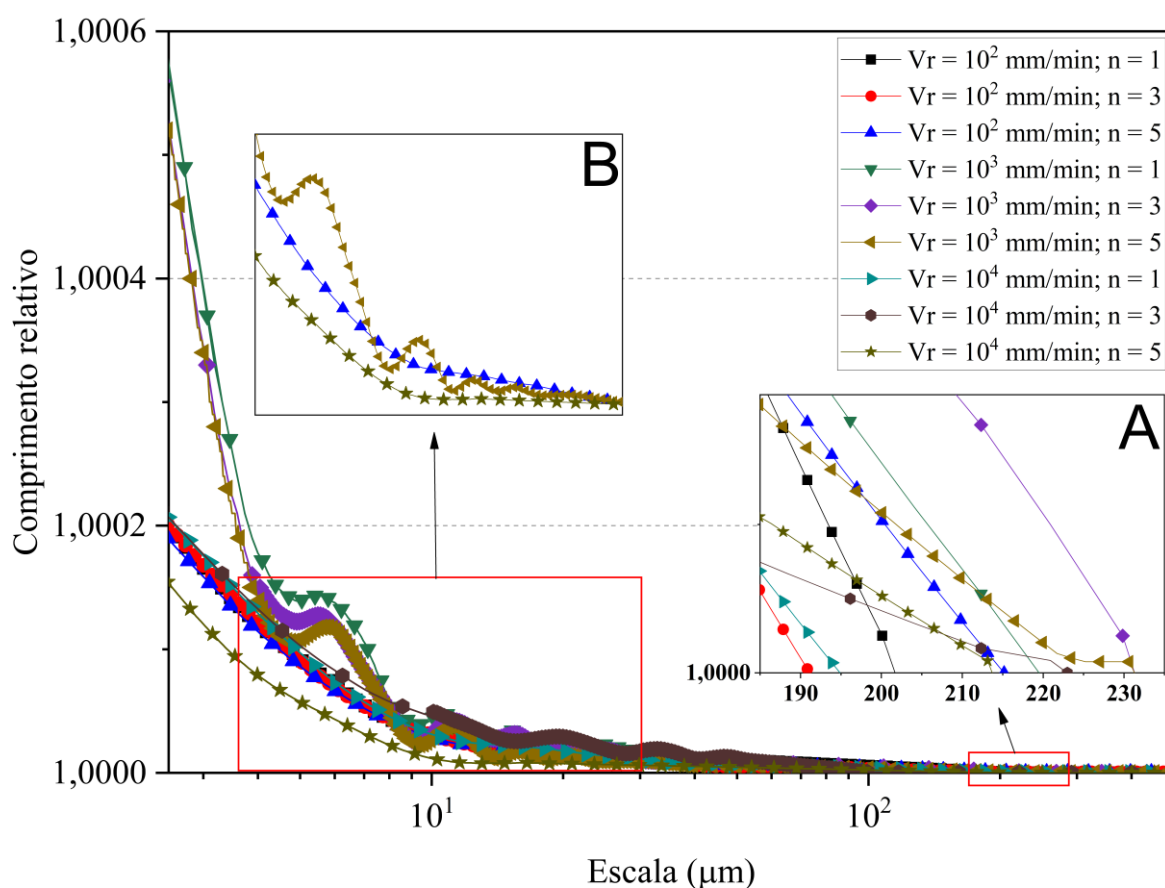


FIGURA 5.44 – Análise fractal sensível a escala.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.8.5 Análise da transformada de ondeletas contínuas

A Figura 5.45 apresenta a influência do número de passes (colunas) e da velocidade (linhas) de roleteamento avaliadas em termos da transformada de ondeletas contínuas (CWT). Esta análise correlaciona a escala de rugosidade morfológica com os comprimentos de onda das ondeletas contínuas. A relação entre o espaço e a frequência é identificada pela localização da estrutura em diferentes escalas (LEE et al., 1998). O eixo x é o comprimento do perfil, o eixo y indica os valores da escala dimensional (comprimento de onda) do perfil e o eixo z (nível de contorno) representa a magnitude da transformação da ondeleta. As indicações de extremos locais para comprimentos de onda curtos são apresentadas em escalas inferiores e, para comprimentos de onda mais longos, em escalas superiores. As imagens foram rotacionadas 90°.

Em primeiro lugar, pode-se notar que o roleteamento induz muitas ondas com amplitudes diferentes e com os extremos dominantes ocorrendo em um comprimento de onda de 0,2 mm, o que corresponde ao dobro do passo de avanço de roleteamento (0,1 mm). Entretanto, sua distribuição ou periodicidade varia drasticamente com os parâmetros de roleteamento. Em geral, todas as amostras apresentaram variação máxima com escalas superiores a 0,2 mm, sugerindo assim ou uma variação no fluxo do plástico ou uma variação na intensidade da deformação plástica do material durante a operação de roleteamento. Os resultados também indicam uma variação dinâmica na deformação plástica durante roleteamento que afeta tanto as escalas macro como microgeométricas.

Quando o roleteamento é realizado com a velocidade de 10^2 mm/min ($n = 1$), a superfície apresenta uma característica com extremos locais mais uniformes e bem distribuídos. O aumento da velocidade de roleteamento para 10^3 mm/min leva a uma redução na área dos extremos, o que é um indicador relevante do aumento na severidade do processo. A maior irregularidade identificada nos espectros é observada a uma velocidade de roleteamento de 10^3 mm/min, onde uma maior intensidade máximos locais podem ser observados em escalas superiores a 0,2 mm. Com três passes de roleteamento, uma maior oscilação do perfil de rugosidade pode ser observada e uma elevação na velocidade de roleteamento promoveu uma maior dispersão na distribuição, assim como na periodicidade máxima local. Um número maior de máximos locais em uma escala de aproximadamente 1 mm também pode ser identificado, indicando uma grande influência no perfil de ondulação superficial. Comparando as três colunas, observa-se que o número de passes de roleteamento afeta a periodicidade, distribuição, intensidade e largura dos máximos locais, assim como a escala de rugosidade.

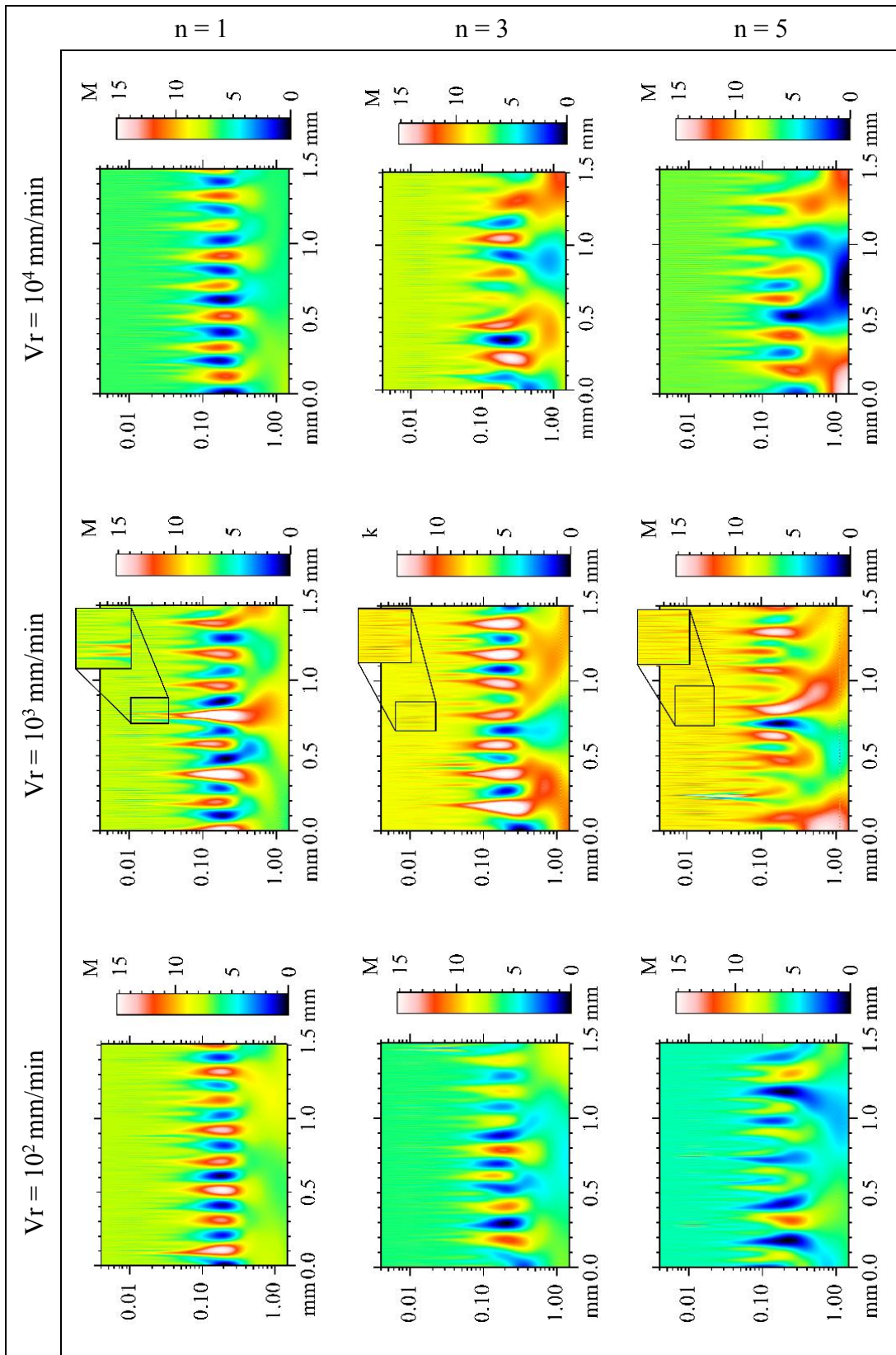


FIGURA 5.45 – Análise de transformada de ondeletas contínuas.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

O roleteamento realizado com um passe apresentou uma periodicidade bem definida e distribuição dos extremos dominantes, com valores de escala próximos a 0,2 mm. Para esta condição, a deformação plástica imposta pelo roleteamento tem uma influência desprezível sobre o perfil de ondulação da superfície. Quando o número de passes de roleteamento é aumentado para três, ainda é possível observar uma periodicidade, com uma redução de intensidade e área de extremos dominantes, somada a uma influência mais evidente no perfil de ondulação causado por uma maior intensidade de deformação plástica. Este fenômeno se torna mais evidente quando o número de passes de roleteamento é aumentado para cinco, o que representa uma condição de deformação plástica ainda mais severa. Neste caso, a periodicidade dos extremos não pode ser observada, com uma redução acentuada da área e a tendência a afetar as escalas de rugosidade inferiores a 0,2 mm e, principalmente, em escalas próximas a 1 mm, que corresponde à escala de ondulação, alterando também, de forma significativa, o perfil de rugosidade, com maiores irregularidades de periodicidade e redução de área dos extremos. Além disso, a severidade de deformação plástica do roleteamento foi suficiente para que o perfil perdesse o padrão cíclico, portanto, este parâmetro não pode ser avaliado como um sinal de propriedade multifractal (LEE et al., 1998). Grzesik e Brol (2009) também identificaram uma perda da característica fractal na usinagem do ferro fundido cinzento. Este fenômeno pode ter ocorrido no roleteamento com a velocidade de 10^3 mm/min, devido aos distúrbios superficiais gerados por esses parâmetros durante o processo. Contudo, uma mudança do perfil fractal também é uma hipótese considerada.

Outra característica importante observada é que, independentemente do número de passes, pode ser observado um aumento na frequência de escalas máximas muito inferior a 0,2 mm, apresentando também uma periodicidade do perfil de rugosidade, para as superfícies roleteadas com uma velocidade de 10^3 mm/min (detalhes na Figura 5.45). Este resultado corrobora a análise fractal sensível à escala que indicou uma maior complexidade fractal nessa velocidade. Em contraste, sob condições mais severas de roleteamento, os resultados sugerem uma perda da característica fractal.

5.8.6 Observações

A Figura 5.46 apresenta a influência da velocidade e do número de passes sobre a força de roleteamento. Os valores intermediários dos parâmetros correspondem aos dados interpolados da curva de ajuste. Observa-se que o aumento do número de passes produz uma queda considerável da força de roleteamento. Embora menos relevante, o aumento da velocidade de

reduziu a força de roleteamento. Nota-se que o gráfico da força de roleteamento é quase uma imagem espelhada do gráfico de isotropia.

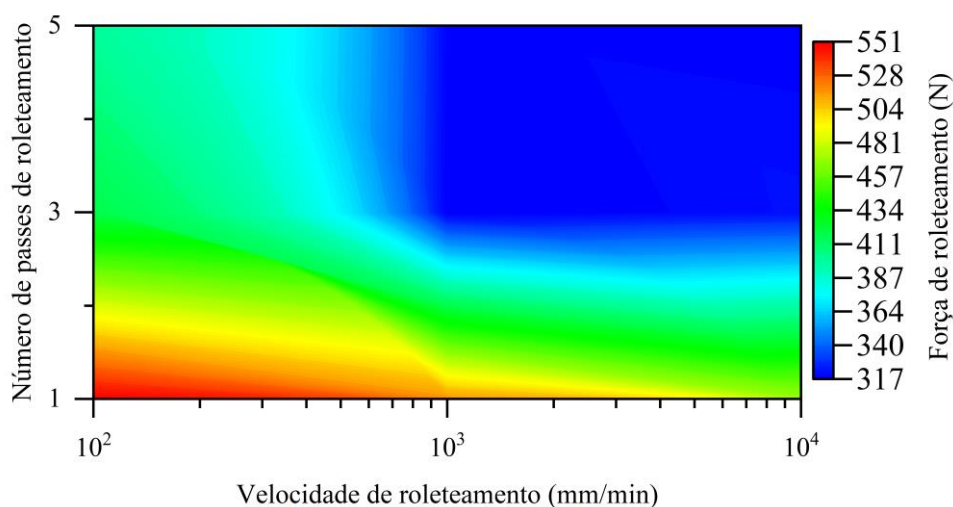


FIGURA 5.46 – Força de roleteamento para pressão de 80 bar.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

As características das superfícies analisadas são consequências do complexo estado de deformação induzido pelo processo e estão diretamente relacionadas com o comportamento mecânico do material durante o roleteamento. Dzionk et al. (2021) demonstraram o efeito da onda de deformação, denominada como “*jumping wave*”, que se forma à frente da ferramenta de roletear durante o processo sobre a textura geométrica superficial e a textura cristalográfica. Segundo os autores, a onda de deformação gera uma grande instabilidade no processo. Como a pressão do equipamento de roleteamento é mantida constante, uma elevação da altura onda de deformação aumenta a área de contato entre a superfície da esfera e da superfície roleteada, resultando em um aumento da força de roleteamento. A Figura 5.47a ilustra o tamanho onda da deformação em função do número de passes de roleteamento. O eixo X corresponde ao comprimento de avaliação. Observa-se que a maior onda se formou com um passo de roleteamento e, conseqüentemente, gerou a força mais elevada, como visto na Figura 5.46. A onda teve seu tamanho reduzido à medida que o número de passes aumentou. Isso ocorre devido ao consecutivo encruamento do material durante cada passe. À medida que o tamanho da onda é reduzido, a área de contato diminui consideravelmente, reduzindo também o efeito do atrito que restringe o fluxo plástico na superfície do material da onda sobre a superfície da esfera, diminuindo assim as forças de roleteamento. Este fenômeno possivelmente favoreceu um fluxo plástico superficial mais difuso, facilitando a formação de uma superfície com característica isotrópica e com maior complexidade, além das sucessivas deformações plásticas que o pico roleteado por passes anteriores. A influência do número de passes de roleteamento sobre a

microdureza superficial apresentada anteriormente comprova o efeito do encruamento do material com aumento desse parâmetro. Além disso, corrobora os resultados das análises dinâmicas das transformadas de ondeletas contínuas, que apresentaram uma grande influência da severidade do processo de deformação nos parâmetros microgemétricos e macrogeométrico.

Já a velocidade de roleteamento teve pouca influência sobre onda de deformação (vide Figura 5.47b), mas influenciou significativamente a microdureza da superfície e subsuperfície. Os resultados indicaram que a variação da velocidade não gerou uma grande diferença na intensidade da microdureza na superfície roleteada, mas sob elevadas velocidades, a microdureza na subsuperfície reduz mais rapidamente que em baixas velocidades. Isso indica que as deformações plásticas tendem a ocorrer mais na superfície, pois os mecanismos de deformação plástica não têm tempo para responder à solicitação imposta pela ferramenta. É possível que a elevada velocidade esteja favorecendo o maior movimento de deslizamento (em vez de rolamento) da esfera sobre a superfície, gerando assim maiores distúrbios superficiais, como o aumento da isotropia e com conseqüente aumento das forças de roleteamento.

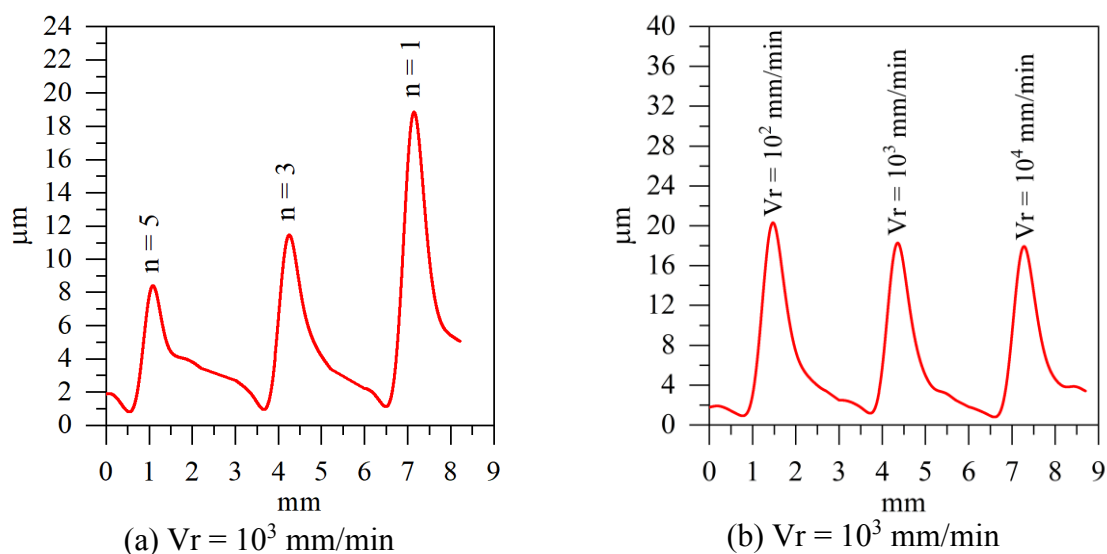


FIGURA 5.47 – Medição da altura onda de deformação: (a) influência do número de passes e (b) influência da velocidade de roleteamento.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Como mencionado anteriormente, os parâmetros de amplitude do perfil apresentam uma limitação considerável em relação aos aspectos de textura da superfície, bem como aos aspectos dinâmicos do processo. Considerando as velocidades de roleteamento de 10^3 e 10^4 mm/min , que apresentaram estatisticamente os mesmos valores R_a e mantiveram o mesmo valor de R_a quando o número de passes aumentou de um para três (ver Figura 5.39), a análise isolada de R_a pode sugerir uma estabilidade do processo de roleteamento para os parâmetros

testados. Entretanto, todas as análises realizadas destacaram as diferenças entre as superfícies geradas. O aumento do número de passes de um para três tendeu a produzir uma superfície com características isotrópicas com perda do padrão de direcionalidade. Houve também uma perda da distribuição da frequência espacial dos picos da superfície. Com relação à dinâmica do processo, pode-se observar através da análise de transformada de ondeletas contínuas que o aumento do número de passes afeta as escalas microgeométricas, mas especialmente as escalas macrogeométricas de rugosidade, o que indica uma maior severidade do processo. Além disso, uma alteração de periodicidade é encontrada no perfil geométrico de rugosidade. Sob elevadas velocidades de roleteamento, as características da textura superficial são intensificadas, indicando que o processo se tornou mais severo, além de sugerir uma mudança na direcionalidade do fluxo superficial do plástico. O roleteamento realizado com velocidade intermediária (10^3 mm/min) induziu a formação de perfis geométricos muito mais complexos do que os outros níveis. A análise dinâmica do processo demonstrou que esta complexidade vem de perfis geométricos em escalas de rugosidade muito menores que valores médios de Ra e que o aumento da velocidade afetou as escalas de rugosidade macrogeométrica. Observa-se que estas características negligenciadas pelos parâmetros de amplitude podem influenciar a funcionalidade da superfície (lubrificação) ou suas propriedades (por exemplo, vida em fadiga e resistência à corrosão).

O efeito dos parâmetros de amplitude (Ra, Rz, Rq, etc.) sobre a vida em fadiga é bem conhecido. Sabe-se que um aumento na rugosidade reduz a vida útil da fadiga devido à concentração de tensão, efeito semelhante ao que ocorre nos entalhes (regiões macroscópicas). Portanto, as taxas de nucleação e propagação das trincas são aumentadas (Bayoumi e Abdellatif, 1995). A direcionalidade dos perfis de rugosidade também influencia a vida em fadiga, como discutido previamente. O propósito dessa análise é avaliar como o distúrbio superficial (isotropia e direcionalidade difusa), com parâmetros de amplitude semelhante, afetam a iniciação da trinca de fadiga. A Figura 5.48 apresenta os resultados numéricos de testes de fadiga sob deformação axial das duas superfícies apresentadas nas Figuras 4.21a e 4.21b.

Pode-se observar que a característica de anisotropia superficial contribui para a concentração e propagação das tensões nos vales de rugosidade ao longo do perfil de rugosidade (perpendicular à direção de aplicação de carga), além de se propagar a uma elevada profundidade, como visto na Figura 5.48a. Em contrapartida, a superfície com características isotrópicas, que tem uma grande dispersão direcional de seus motivos, interrompe a propagação das tensões ao longo da superfície (Figura 5.48b), atingindo profundidades mais baixas. A tensão de tração principal é reduzida em aproximadamente 14%, conseqüentemente a nucleação

e propagação das trincas são retardadas, o que resulta em um aumento de aproximadamente duas vezes na vida sob fadiga (1200 ciclos) em comparação com a superfície anisotrópica (551 ciclos), como demonstrado nas Figuras 5.48c e 5.48d.

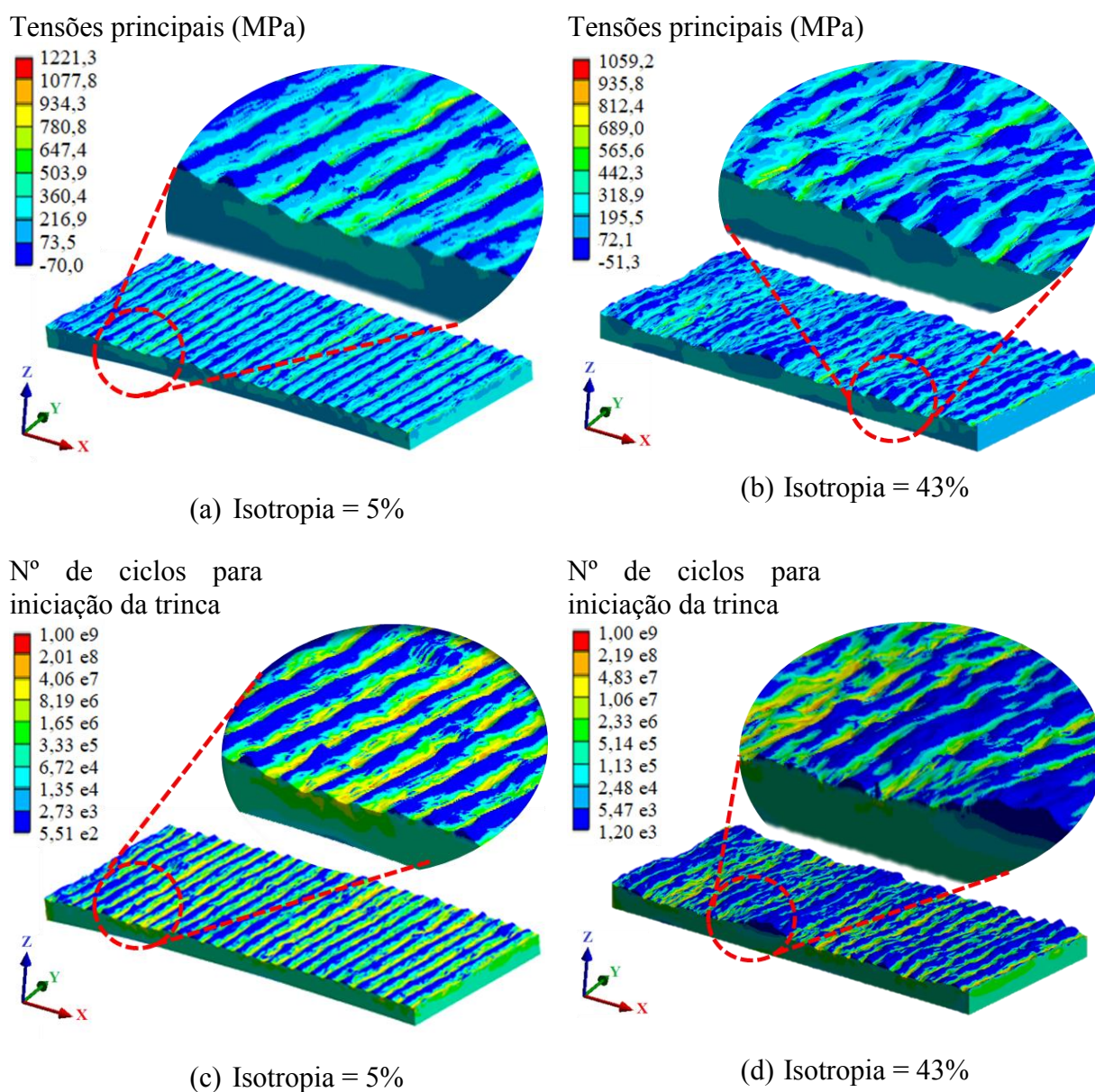


FIGURA 5.48 – Simulação numérica de testes de fadiga sob deformação axial: (a) tensões principais da superfície anisotrópica, (b) tensões principais da superfície isotrópica, (c) nº de ciclos para iniciação da trinca em uma superfície anisotrópica e (d) nº de ciclos para iniciação da trinca em uma superfície isotrópica.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

5.9 Correlação entre a formação de martensita- α' e topografia superficial

O roleteamento sob baixa plasticidade é comumente aplicado após as operações de usinagem. Os parâmetros de usinagem influenciam na rugosidade, que por sua vez pode afetar os resultados obtidos após roleteamento. Para que a rugosidade inicial não fosse um parâmetro de entrada significativo nas análises de transformação de fase e na correlação entre transformação de fase e rugosidade da superfície roleteada, os ensaios foram realizados em amostras polidas. Os resultados mostram que a superfície ondulatória possui amplitudes da ordem dos nanômetros (ver Figura 5.49), com valor médio de W_a de 19,48 nm.

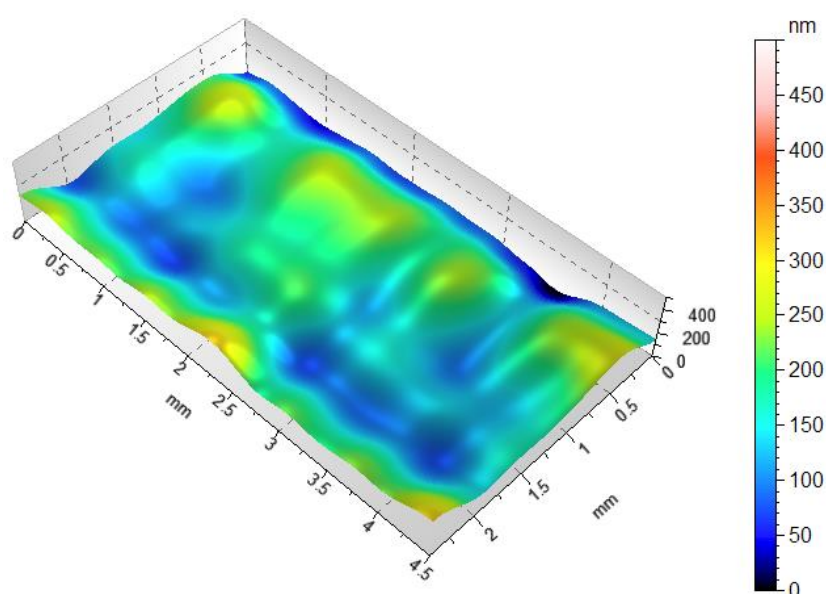


FIGURA 5.49 – Superfície de ondulação da amostra polida (condição inicial para o roleteamento)
FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Para todos os parâmetros de roleteamento testados, a ondulação foi maior em relação à amostra polida. Isso ocorre devido ao escoamento do material decorrente do processo de deformação induzido pelo roleteamento. A intensidade de deformação e, conseqüentemente, a resposta de ondulação serão afetadas pelos parâmetros roleteamento. Pode-se observar, pela análise de ondetas contínuas (Figura 5.45), que a velocidade de roleteamento, tanto no nível mais baixo ($V_r = 10^2$ mm/min) quanto no mais alto ($V_r = 10^4$ mm/min), tende a afetar o perfil de rugosidade em escalas macrogeométricas (comprimento de onda de 1 mm). A simulação numérica mostrou que a deformação total equivalente na velocidade de 10^4 mm/min é ligeiramente menor do que na velocidade de 10^2 mm/min. Contudo, a instabilidade no contato entre a esfera e a peça, devido ao baixo tempo de contato entre elas, gerada com a velocidade de 10^4 mm/min, o atrito pode ter reduzido e, como conseqüência, as deformações superficiais

tenderam a ser mais homogêneas, o que contribuiu para a formação das ondas, como visto na Figura 5.36. É provável que a homogeneização das deformações na superfície tenha afetado o perfil de ondulação, embora a fração de martensita- α' tenha sido reduzida na velocidade máxima. Análise de ondeletas mostraram que passos adicionais de roleteamento aumentaram o perfil de ondulação (Figura 5.45). Obviamente, esse resultado é consequência do aumento da deformação plástica causado pelo aumento desse parâmetro, conforme indicado pela simulação numérica (Figura 5.35). Com um passe de roleteamento, a deformação é concentrada em escalas micrométricas de rugosidade, com comprimento de onda de 0,2 mm (valor que corresponde ao dobro do passo lateral de 0,1 mm). Portanto, apenas os picos de rugosidade são deformados, preenchendo os vales, o que indica uma baixa intensidade de deformação plástica superficial, razão pela qual a fração de martensita- α' formada é menor. Quando o número de passes é aumentado, a deformação torna-se mais intensa e atinge escalas de rugosidade macroscópicas. Com cinco passes, a deformação é severa o suficiente para quebrar a periodicidade dos perfis microgeométricos de rugosidade, afetando a escala macroscópica para valores que excedem um comprimento de onda de 1 mm e produzindo escalas de rugosidade com comprimento de onda menor que 0,2 mm. Nesse caso, o fluxo e a amplitude do material deslocado são consideravelmente maiores, explicando assim a maior fração de martensita- α' formada. O número de passes de roleteamento apresentou a maior influência tanto na fração quanto na profundidade da martensita- α' formada e nos perfis de rugosidade nas escalas microgeométrica e macrogeométrica. O aumento da pressão de roleteamento (Figura 5.45) produz um efeito semelhante ao número de passes: espera-se que o aumento da pressão eleve a força motriz hidrostática e aumente o estado de deformação da superfície. Como consequência, aumenta a fração de martensita- α' .

Como a deformação no roleteamento tende a afetar a rugosidade em uma escala macrogeométrica, torna-se relevante avaliar os parâmetros de amplitude de ondulação. Para avaliar estatisticamente o efeito da deformação nas superfícies e, conseqüentemente, na formação de martensita- α' , foi utilizado o parâmetro de ondulação média aritmética (W_a). Os principais efeitos dos parâmetros roleteamento sobre W_a estão mostrados na Figura 5.50 (esquerda) junto com as superfícies onduladas (direita), que apresentam qualitativamente o efeito dos parâmetros roleteamento sobre a deformação da superfície.

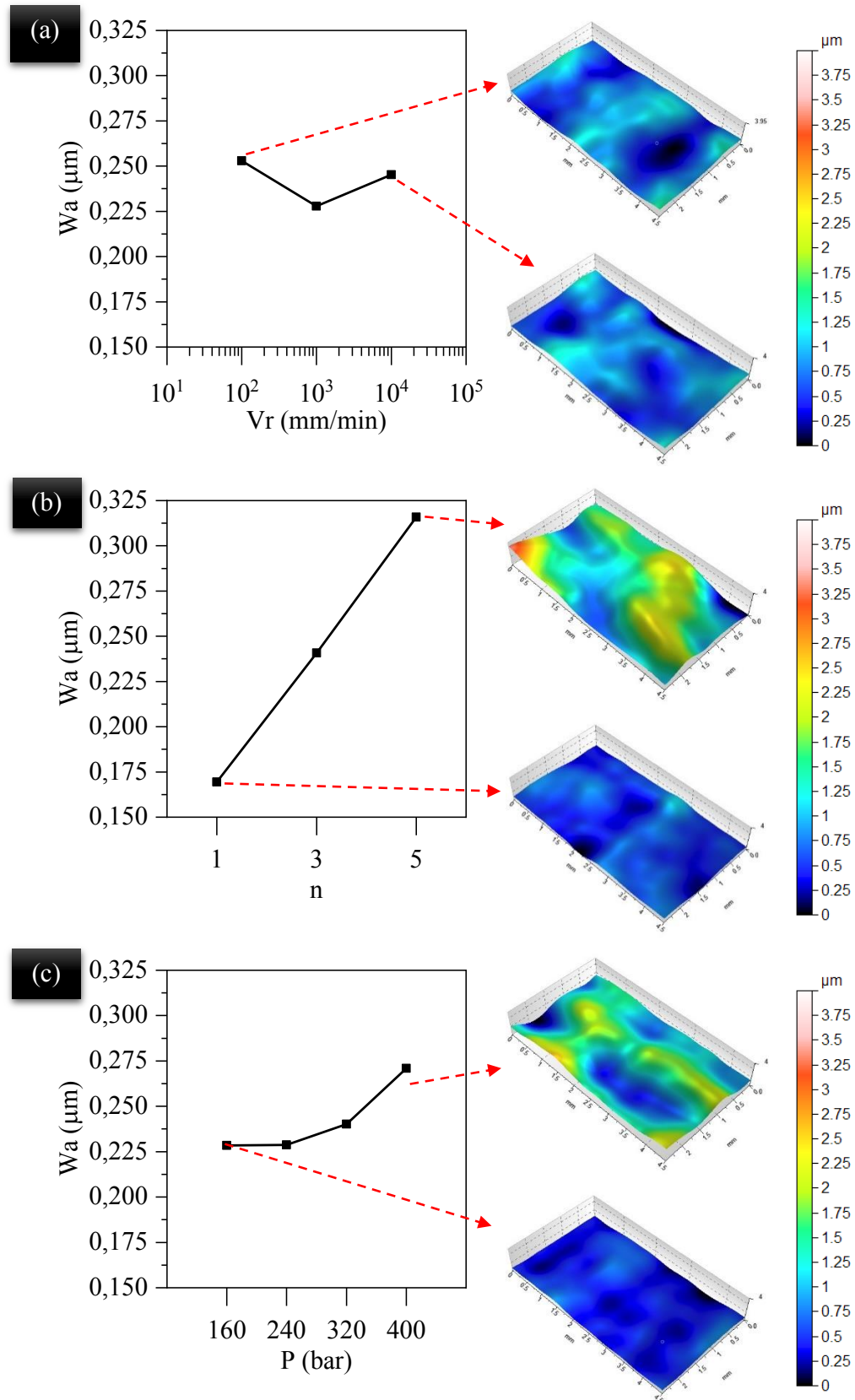


FIGURA 5.50 – Influência de (a) velocidade de roleteamento, (b) número de passes e (c) pressão sobre a ondulação média aritmética (W_a) (coluna da esquerda) e sobre a superfícies de ondulação (coluna da direita)

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

Não houve diferença estatística dos valores de W_a entre as velocidades de roleteamento de 10^2 e 10^4 mm/min (Figura 5.50a). Este resultado é relevante, pois indica que mesmo em alta velocidade, a deformação plástica na superfície é severa e a redução da fração de martensita- α' é consequência de fenômenos de deformação relacionados à mudança, principalmente devido ao efeito adiabático. Sem dúvida, as respostas mecânicas e metalúrgicas da operação de roleteamento em alta velocidade são muito complexas, pois envolve mudanças no comportamento tribológico, que altera as condições de contato e causa instabilidade no processo, e mudança microestrutural, que é resultado de efeitos termodinâmicos causados pelo aumento taxa de deformação. O modelo numérico identificou deformações totais equivalentes menores na superfície para a velocidade de 10^4 mm/min, mas a ordem de grandeza foi próxima à apresentada para a velocidade de 10^2 mm/min. Assim, os valores de deformação no modelo de alta velocidade pode estar associados a um problema de não linearidade de contato, bem como ao comportamento do material submetido a altas taxas de deformação. Além das condições tribológicas de contato entre a esfera e a peça, que contribuiu para a homogeneização das deformações superficiais sob maior velocidade, também houve redução da microdureza superficial devido ao maior teor de austenita, cuja resistência mecânica é inferior à da martensita- α' . Assim, o fluxo de material pode ter sido favorecido, o que contribuiu para que os valores de W_a na velocidade 10^4 mm/min fossem semelhantes aos da velocidade 10^2 mm/min.

Com exceção da velocidade de roleteamento, as curvas de W_a em função do aumento do número de passes e da pressão apresentam um comportamento semelhante às curvas de fração de martensita- α' , ou seja, a elevação desses parâmetros aumenta tanto a fração de martensita- α' quanto W_a . A influência do número de passes (Figura 5.50b) é mais evidente quando comparada aos demais parâmetros: o valor de W_a dobrou quando o número de passes aumentou de um para cinco e esse efeito é demonstrado pela ondulação da superfície. Para um único passe de roleteamento, a ondulação é pouco afetada e as amplitudes das ondas são curtas, pois a deformação é baixa. Aumentar o número de passes promoveu uma deformação plástica localizada adicional (ver Figura 5.35b), repetidamente na mesma região, o que torna o estado de deformação mais severo, elevando o fluxo plástico. Assim, tanto a amplitude quanto o comprimento de onda aumentam. Este resultado demonstra a tendência ao aumento do número de passes afetar com maior intensidade e profundidade a subsuperfície e, conseqüentemente, formar uma fração maior de martensita- α' . O aumento da pressão de roleteamento aumentou a amplitude da onda devido ao aumento da força hidrostática (ver Figura 5.50c), no entanto, seu efeito é menos pronunciado do que o número de passes.

Uma correlação entre W_a e a altura causada pela deformação do grão (H) e o grau de dano por fadiga sob fadiga de baixo ciclo (UF) em aço inoxidável austenítico foi investigada (FUJIMURA; NAKAMURA; TAKAHASHI, 2018). Os resultados mostraram que W_a aumentou quando H ou UF são elevados e esses parâmetros são fortemente correlacionados e afetados pela deformação. Esses resultados demonstram uma fragilização do material em função desses parâmetros. Em contraste, W_a aumenta com o aumento da fração de martensita- α' . Este resultado pode mitigar consideravelmente o efeito de fragilização devido ao aumento da tensão de fluxo e as maiores tensões residuais compressivas induzidas na martensita- α' .

6 CONCLUSÃO

Com relação ao projeto e construção do dispositivo para roleteamento de superfícies planas:

- o cabeçote foi eficaz na operação de roleteamento de superfícies planas, mantendo a pressão estável durante o roleteamento com boa repetibilidade.
- é um projeto promissor pois a versatilidade do dispositivo também permite o roleteamento de superfície cilíndricas e o cabeçote é aplicável a superfícies mais complexas empregando-se centros de usinagem com cinco eixos.

Quanto à força de roleteamento:

- os três parâmetros analisados (velocidade, número de passes e pressão) apresentam influência estatisticamente significativa. De uma forma geral, baixa e média velocidades de roleteamento não produzem variação significativa da força de roleteamento, ao contrário da velocidade mais alta, que reduz significativamente a força de roleteamento. Em contrapartida, a maior onda de deformação é verificada para a velocidade de roleteamento mais baixa. O aumento no tempo de contato entre a esfera e o material favorece a deformação plástica.
- Tanto a força de roleteamento quanto o tamanho da onda de deformação diminuem com o acréscimo do número de passes. A elevação desse parâmetro promove um encruamento adicional, conseqüentemente, a variação da deformação plástica é reduzida e, por propriedade transitiva, o fluxo de material sobre a esfera, que reduz a área de contato e o atrito na interface esfera-peça-onda de deformação.
- Como esperado, o aumento da pressão hidrostática aumenta a força de roleteamento. Contudo, esse aumento atingiu o pico a 320 bar, a partir do qual reduziu consideravelmente. Em contra partida, a onda de deformação aumente com a elevação da pressão e tem sua maior variação a 400 bar. Isso indica uma deformação excessiva do material, que pode ter gerado em uma instabilidade do processo e até mesmo resultando na formação de trincas e/ou delaminação.

Em relação à simulação numérica:

- distintas regiões de deformação foram identificadas durante o processo de roleteamento. Na região próxima à superfície, a deformação é restrita pelo atrito gerado entre a esfera e a superfície do material e atinge a deformação máxima abaixo da superfície. Esse comportamento foi confirmado pelos resultados de microdureza subsuperficial. A região de

deformação máxima se estende à frente da ferramenta, onde se forma a onda de deformação. Uma vez que a onda de deformação é formada, a ferramenta a comprime novamente, elevando a deformação ao longo do percurso, resultando em processo de encruamento contínuo.

- As deformações são concentradas e possuem intensidade relativamente alta.
- Tanto o aumento de pressão hidrostática quanto o acréscimo do número de passes elevam a intensidade de deformação.
- A redução do atrito aumenta a intensidade de deformação e, conseqüentemente, o fluxo de material, que se torna mais homogêneo ao longo da camada deformada.

Quanto à transformação de fase:

- o processo de roleteamento é capaz de induzir a formação de martensita- α' na superfície e subsuperfície. Na subsuperfície, devido à elevada intensidade de deformação plástica localizada e, na superfície, por causa da propagação da deformação que se estende à frente da esfera e é intensificada pelo contínuo encruamento da onda de deformação.

- O modelo empírico mostrou que na camada analisada ($< 2 \mu\text{m}$), o teor de martensítico é maior na superfície, o que foi corroborado pela análise de Mössbauer. Tal comportamento diverge dos modelos previstos.

- de uma forma geral, os parâmetros de roleteamento que resultam em baixa intensidade de deformação plástica, como baixa pressão e um único passe de roleteamento, tendem a induzir baixa fração de martensita- α' .

- tanto o aumento do número de passes quanto da pressão de roleteamento eleva a fração de martensita induzida por deformação plástica. O aumento do número de passes produz uma deformação adicional, conseqüentemente, aumenta a força motriz mecânica que, além de formar uma camada refinada de grãos, também é responsável pela geração de mais bandas de deformação, que são sítios preferenciais para a nucleação da martensita- α' , diminuindo assim a energia necessária para a formação desta nova fase. O aumento da pressão eleva a força motriz mecânica para formação da martensita- α' . Esses resultados são corroborados pelos resultados da microdureza superficial e subsuperficial, que apresentaram mesmo comportamento.

- o aumento da velocidade de roleteamento diminui a fração de martensita- α' formada. Isso ocorre, possivelmente, devido ao efeito da temperatura adiabática, que tende a reduzir consideravelmente a formação de martensita- α' . A diminuição do tempo de contato entre a ferramenta e o material reduz a ação dos mecanismos de deformação plástica atuantes. Em decorrência disso, a profundidade afetada pelo processo de roleteamento é menor.

- os resultados da análise estatística mostraram uma interação entre o número de passes e a pressão de roleteamento e entre a velocidade e pressão de roleteamento. O aumento do número de passes associado ao aumento da pressão de roleteamento induz à formação de martensita e o aumento de sua fração pois os dois parâmetros são fontes de força motriz mecânica para a transformação de fase induzida por deformação. Já o aumento da pressão de roleteamento (que fornece maior força motriz), associada à redução da velocidade de roleteamento (que aumenta o tempo de contato entre a esfera e o material da peça, fornecendo tempo de hábil de resposta do material aos mecanismos de deformação plástica) criam condições favoráveis tanto à formação de martensita- α' quanto ao aumento de sua intensidade.

Acerca da isotropia, periodicidade e direcionalidade da textura da superfície:

- o roleteamento realizado com um passe produziu uma superfície com característica anisotrópica, alta periodicidade e padrões bem definidos de direcionalidade.
- o aumento do número de passes de roleteamento tende a gerar uma superfície isotrópica, perda de periodicidade e uma grande dispersão na direcionalidade dos motivos. O aumento da velocidade de roleteamento intensifica as características isotrópicas da superfície.
- a simulação numérica sugere que as superfícies isotrópicas contribuem para a redução das tensões principais de tração, resultando em um aumento da vida em fadiga quando comparada com superfícies anisotrópicas.

No que diz respeito à frequência espacial:

- a superfície gerada com um passe de roleteamento apresenta uma característica com padrões bem definidos, que se tornam completamente difusos à medida que o número de passos aumenta.
- o aumento da velocidade tende a gerar uma maior dispersão na frequência dos picos.
- a transição de uma superfície lisa para uma mais rugosa ocorreu com valores próximos ao dobro do sobrepasso.
- a complexidade da superfície foi fortemente influenciada pela velocidade de roleteamento, particularmente seu valor intermediário, que produziu superfícies extremamente complexas em diferentes escalas.

Com relação à análise de superfície não-estacionária:

- os resultados indicam uma grande quantidade de ondas com amplitudes diferentes e extremos dominantes com valores equivalentes ao dobro do avanço de sobrepasso de roleteamento.

- também foi observada uma variação dinâmica da deformação durante o processo. Um passe de roleteamento tende a produzir um padrão bem definido e uniforme e o aumento do número de passes leva à redução da área dos extremos e à geração de máximos em escalas mais altas, influenciando as características macroscópicas da superfície.

- o uso de velocidades de roleteamento intermediárias e elevadas gera grandes oscilações no perfil de rugosidade e perda de periodicidade.

Com relação à análise de superfície não-estacionária:

- não houve variação estatística na amplitude média de ondulação quando se variou a velocidade de roleteamento. Este resultado contradiz o resultado da formação de martensita- α' , o que indica que o aumento da severidade do processo de polimento com o aumento da velocidade altera os fenômenos de deformação sem alterar a superfície;

- aumentar o número de passes de roleteamento aumenta a amplitude de ondulação, indicando maior severidade da deformação plástica na superfície, semelhante à formação de martensita- α' ;

- o aumento da pressão eleva a amplitude da ondulação devido ao aumento da força hidrostática e, de forma análoga à transformação de fase martensítica, esse efeito foi menos pronunciado em comparação com o número de passes.

7 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Diminuir os níveis de velocidade de roleteamento com o objetivo de definir a fração máxima de martensita- α' em função da velocidade e tentar estabelecer uma expressão numérica que seja capaz de prever a fração de martensita induzida por deformação plástica em função da velocidade de roleteamento.
- Aumentar os níveis de passos de roleteamento a fim de estabelecer uma expressão numérica que seja capaz de prever a fração de martensita induzida por deformação plástica em função do número de passes.
- Realizar ensaio de difração de raios-X na faixa de profundidade de 50 a 200 μm com objetivo de avaliar a fração máxima de martensita.
- Aumentar os níveis de passos de roleteamento a fim de estabelecer uma expressão numérica que seja capaz de prever a isotropia superficial em função do número de passes.
- Realizar ensaios de fadiga para avaliar, experimentalmente, a influência da isotropia sobre a vida em fadiga.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 6892-1, A. N. I. **ABNT NBR ISO 6892-1: Materiais metálicos — Ensaio de Tração** Brasil ABNT (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS), , 2013.
- ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, R. E. **Physical Metallurgy Principles**. 4. ed. USA: Cengage Learning, 2009.
- ABRÃO, A. M. et al. Surface and subsurface alterations induced by deep rolling of hardened AISI 1060 steel. **Production Engineering**, v. 8, n. 5, p. 551–558, 2014a.
- ABRÃO, A. M. et al. Journal of Materials Processing Technology The influence of heat treatment and deep rolling on the mechanical properties and integrity of AISI 1060 steel. **Journal of Materials Processing Tech.**, v. 214, n. 12, p. 3020–3030, 2014b.
- AL-QAWABEHA, U. F. The effect of diamond pressing and roller burnishing of unheat treated carbon steel surfaces. **Machining Science and Technology**, v. 11, n. 1, p. 145–155, 2007.
- ALTENBERGER, I. et al. Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304. **Materials Science and Engineering A**, v. 264, n. 1–2, p. 1–16, 1999.
- ANON. Surface Texture (Surface Roughness, Waviness and Lay). **ANSI Stand B46. 1**, v. 2009, 1978.
- AROLA, D. .; RAMULU, M. An Examinatio of the Effects from Surface Texture on the Strength of Fiber Reinforced Plastics. **Journal of Composite Material**, v. 33, n. 02, p. 102–123, 1999.
- BASAK, H.; GOKTAS, H. H. Burnishing process on al-alloy and optimization of surface roughness and surface hardness by fuzzy logic. **Materials and Design**, v. 30, n. 4, p. 1275–1281, 2009.
- BAYOUMI, M. R.; ABDELLATIF, A. K. Effect of surface finish on fatigue strength. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 51, n. 5, p. 861–870, 1995.
- BHADESHIA, H. K. D. H. & HONEYCOMBE, R. **Steels: Microstructure and Properties**. Oxford, UK: Copyright, 2006.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Geometry of Cristals, Polycrystals, and Phase Transformations**.

BHADURI, A. **Mechanical Properties and Working of Metals and Alloys**. USA: Springer, 2018.

BRIANT, C. L.; RITTER, A. M. The Effects of Deformation Induced Martensite on the Sensitization of Austenitic Stainless Steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 11A, p. 2009–2017, 2013.

BROWN, C. A. A method for concurrent engineering design of chaotic surface topographies. **Journal of Materials Processing Tech.**, v. 44, n. 3–4, p. 337–344, 1994.

BROWN, C. A. et al. Scale-Sensitive Fractal Analysis of Turned Surfaces. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 45, n. 1, p. 515–518, 1996.

BROWN, C. A.; SAVARY, G. Describing ground surface texture using contact profilometry and fractal analysis. **Wear**, v. 141, n. 2, p. 211–226, 1991.

CARNEIRO, C. H. L. **AVALIAÇÃO DO GRAU DE SENSITIZAÇÃO DO AÇO AISI 304 PELO MÉTODO DL-EPR DE UMA JUNTA SOLDADA COM O PROCESSO TANDEM GMAW**. [s.l.] Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2014.

CHOMIENNE, V. et al. Influence of ball burnishing on residual stress profile of a 15-5PH stainless steel. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, v. 13, p. 90–96, 2016.

CHRISTIAN, J. W. **Thermodynamics and Kinetics of Martensite**. International Conference on the Martensitic Transformations. **Anais**.1979

COBANOGLU, T.; OZTURK, S. Effect of burnishing parameters on the surface quality and hardness. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 229, n. 2, p. 286–294, 2015.

COURTNEY, T. H. **Mechanical behavior of materials**. Second edi ed. Long Grove, illinois: Waveland Press, Inc., 2000.

DAFÉ, F. D. S. **Efeito da deformação a frio e recozimento sobre a microestrutura, textura e propriedades mecânicas de um aço baixo C contendo 17%Mn**. [s.l.] Universidade Federal de Minas Gerais, 2013.

DE LACALLE, L. N. L. et al. Five-axis machining and burnishing of complex parts for the improvement of surface roughness. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 26, n. 8, p. 997–1003, 2011.

DELGADO, P. et al. State of the art of Deep Rolling. **Precision Engineering**, v. 46, p. 1–10, 2016.

DENKANA, B. et al. Analytic roughness prediction by deep rolling. **Production Engineering**, v. 14, n. 3, p. 345–354, 2020.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. 3. ed. New York (EUA): McGraw-Hill Book Company, 1988.

DONG, J. Estimating illumination direction of three-dimensional surface texture based on active basis and Mojette transform. **Journal of Electronic Imaging**, v. 21, n. 1, p. 013023, 2012.

DZIONK, S.; DOBRZYNSKI, M.; ŚCIBIORSKI, B. Jumping wave characteristic during low plasticity burnishing process. **Materials**, v. 14, n. 6, 2021.

EDACHERY, V.; R, S.; KAILAS, S. V. Influence of surface texture directionality and roughness on wettability, sliding angle, contact angle hysteresis, and lubricant entrapment capability. **Tribology International**, v. 158, n. January, p. 106932, 2021.

EL-AXIR, M. H. Investigation into roller burnishing. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 40, n. 11, p. 1603–1617, 2000.

EL-AXIR, M. H.; IBRAHIM, A. A. Some surface characteristics due to center rest ball burnishing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 167, p. 47–53, 2005.

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**, v. 41, p. 1705–1719, 2001.

ELBER W. Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 2, n. 1, p. 37–44, 1970.

ELIEZER, D. et al. The influence of austenite stability on the hydrogen embrittlement and stress-corrosion cracking of stainless steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 10, n. 7, p. 935–941, 1979.

ESHELBY, J. D. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. **Proceedings of the Royal Society**, p. 376–396, 1957.

Favorit Aços Especiais. Disponível em: <<https://favorit.com.br/produtos/acos-inoxidaveis/aco-aisi-304-aisi-304-l>>.

- FONTANA, M. G.; GREENE, N. D. **Corrosion Engineering**. Beverly, USA: McGraw-Hill, 1967.
- FUJIMURA, N.; NAKAMURA, T.; TAKAHASHI, K. Changing Mechanisms of Surface Relief and the Damage Evaluation of Low Cycle Fatigued Austenitic Stainless Steel. **MATEC Web of Conferences**, v. 165, p. 1–7, 2018.
- GONG, J. et al. Effect of peak load on the determination of hardness and Young ' s modulus of hot-pressed Si 3 N 4 by nanoindentation. v. 354, p. 140–145, 2003.
- GRZESIK, W.; BROL, S. Wavelet and fractal approach to surface roughness characterization after finish turning of different workpiece materials. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 5, p. 2522–2531, 2009.
- GRZESIK, W.; KRZYSZTOF, Ż.; KISZKA, P. Comparison of surface textures generated in hard turning and grinding operations. **Procedia CIRP**, v. 13, p. 84–89, 2014.
- HAMADACHE, H. et al. Characteristics of Rb40 steel superficial layer under ball and roller burnishing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 180, n. 1–3, p. 130–136, 2006.
- HASSAN, A. M. An investigation into the surface characteristics of burnished cast Al-Cu alloys. **Int. J. Mach. Tools Manufact.**, v. 37, n. 6, p. 813–821, 1996.
- 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**, v. 72, p. 385–391, 1997.
- HASSAN, A. M.; ABD AL-WAHHAB, O. M. Surface characteristics of some roller burnished non-ferrous components. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 13, n. 4, p. 505–515, 1998.
- HERTZ, V. H. H. Die lieber die Berührung fester elastischer Körper. p. 156–171, 1878.
- HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **RECRYSTALLIZATION AND RELATED ANNEALING PHENOMENA**. 2. ed. [s.l: s.n.].
- HUZNI, S. et al. **Parametric Study of Fatigue Behavior Simulations Using Finite Element Method**. 5th Annual International Conference Syiah Kuala University (AIC Unsyiah). **Anais...**Banda Aceh, Indonesia: 2015
- JINGPIN, J. et al. Evaluation of the intergranular corrosion in austenitic stainless steel using collinear wave mixing method. **NDT and E International**, v. 69, p. 1–8, 2015.

JUIJERM, P.; ALTENBERGER, I.; SCHOLTES, B. Fatigue and residual stress relaxation of deep rolled differently aged aluminium alloy AA6110. **Materials Science and Engineering A**, v. 426, n. 1–2, p. 4–10, 2006.

KLOCKE, F.; MADER, S. Fundamentals of the deep rolling of compressor blades for turbo aircraft engines. **Steel Research International**, v. 76, n. 2–3, p. 229–235, 2005.

KLOOS, K. H.; FUCHSBAUER, B.; ADELMANN, J. Fatigue properties of specimens similar to components deep rolled under optimized conditions. **International Journal of Fatigue**, v. 9, n. 1, p. 35–42, 1987.

KORZYNSKI, M. Modeling and experimental validation of the force-surface roughness relation for smoothing burnishing with a spherical tool. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 47, n. 12–13, p. 1956–1964, 2007.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. Ohio: Copyright, 2006. v. 43

KRISHNA, A. V. **Towards Topography Characterization of Additive Manufacturing Surfaces**. [s.l.] Chalmers University of Technology Gothenburg, 2020.

KRUPP, U.; BARLAT, F.; RAUCH, E. F. Effect of Strain Rate , Adiabatic Heating and Phase Transformation Phenomena on the Mechanical Behaviour of Stainless Steel. p. 283–297, 2010.

LEE, J. M.; NAM, S. W. Effect of crack initiation mode on low cycle fatigue life of type 304 stainless steel with surface roughness. **Materials Letters**, v. 10, n. 6, p. 223–230, 1990.

LEE, S. H. et al. Morphological characterisation of engineered surfaces by wavelet transform. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 38, n. 5–6, p. 581–589, 1998.

LEE, W. K.; RATNAM, M. M.; AHMAD, Z. A. Detection of chipping in ceramic cutting inserts from workpiece profile during turning using fast Fourier transform (FFT) and continuous wavelet transform (CWT). **Precision Engineering**, v. 47, p. 406–423, 2017.

MAAWAD, E. et al. Investigation on the surface and near-surface characteristics of Ti-2.5Cu after various mechanical surface treatments. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, n. 12, p. 3644–3650, 2011.

MAGALHÃES, F. C. et al. T. Analytical Modeling of Surface Roughness, Hardness and Residual Stress Induced by Deep Rolling. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 26, 2017a.

MAGALHÃES, F. C. et al. Analytical Modeling of Surface Roughness, Hardness and Residual

Stress Induced by Deep Rolling. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 26, n. 2, p. 876–884, 2017b.

MAIYA, P. S.; BUSCH, D. E. Effect of surface roughness on low-cycle fatigue behavior of type 304 stainless steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 6, n. 9, p. 1761–1766, 1975.

MANGONON, P.; THOMAS G. Martensite Phases in 304 Stainless Steel. **Met Trans**, v. 1, n. 6, p. 1577–1586, 1970.

MARÉCHAL, D. **Linkage between mechanical properties and phase transformations in a 301LN austenitic stainless steel**. [s.l.: s.n.].

MARTINS, A. M. **Efeito Dos Parâmetros De Torneamento E Do Roleteamento Sobre a Integridade Superficial Do Aço Abnt 4140 Roleteamento Sobre a Integridade Superficial Do Aço Abnt 4140**. [s.l.] Universidade Federal de Minas Gerais, 2019.

MASUMURA, T. et al. The difference in thermal and mechanical stabilities of austenite between carbon- and nitrogen-added metastable austenitic stainless steels. **Acta Materialia**, v. 84, p. 330–338, 2015.

MEZGHANI, S. Identification of relevant wavelet functions for multiscale characterization of manufactured surfaces using a genetically optimized neural network. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 96, n. 5–8, p. 1891–1903, 2018.

MOHSENI, E. et al. A Study on surface modification of al7075-t6 alloy against fretting fatigue phenomenon. **Advances in Materials Science and Engineering**, v. 2014, n. August, 2014.

MORIMOTO, T. Work hardening burnishing. v. 127, p. 149–159, 1988.

MUÑOZ-CUBILLOS, J.; CORONADO, J. J.; RODRÍGUEZ, S. A. Deep rolling effect on fatigue behavior of austenitic stainless steels. **International Journal of Fatigue**, v. 95, p. 120–131, 2017.

NABARRO, F.N.R. & DUESBERY, M. S. **Dislocations in Solids - VOLUME 11**. Volume 11.

NAGARAJAN, B. et al. Effect of deep cold rolling on mechanical properties and microstructure of nickel-based superalloys. **Materials Science & Engineering A**, v. 728, n. April, p. 196–207, 2018.

NALLA, R. K. et al. On the influence of mechanical surface treatments-deep rolling and laser shock peening-on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V at ambient and elevated temperatures.

Materials Science and Engineering A, v. 355, n. 1–2, p. 216–230, 2003.

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 A**, v. 465, n. 1–2, p. 176–182, 2007.

PENG, F. et al. Effects of Strain Rate and Plastic Work on Martensitic Transformation Kinetics of Austenitic Stainless Steel 304. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 22, n. 10, p. 931–936, 2015.

PILKEY, W. D.; PILKEY, D. F. **Peterson ' S Stress**. 3. ed. New Jersey: Copyright, 2011.

POLATIDIS, E. et al. The interplay between deformation mechanisms in austenitic 304 steel during uniaxial and equibiaxial loading. **Materials Science and Engineering A**, v. 764, n. July, p. 138222, 2019.

PORTER, D. A. & K. E. E. **Phase Transformation in Metals and Alloys**. 2. ed. Berlim, Alemanha: Springer Science+Business Media, 1992.

PRABHU, P.; KULKARNI, S.; SHARMA, S. Influence of deep cold rolling and low plasticity burnishing on surface hardness and surface roughness of AISI 4140 steel. **World Academy of Science, Engineering and Technology**, v. 72, n. 12, p. 1420–1425, 2010.

RAFAEL LUCIANO DALCIN et al. Surface processing to improve the fatigue strength of bainitic steels - An overview. **International Journal of Engineering & Technology**, v. 8, n. 3, p. 324–332, 2019.

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**.

RODRÍGUEZ, A. et al. Surface improvement of shafts by the deep ball-burnishing technique. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, n. 11–12, p. 2817–2824, 2012.

ROSA, B. et al. Framework of models for selecting manufacturing processes and associated parameters for surface topographies. **Mechanics and Industry**, v. 20, n. 3, 2019.

SALAHSHOOR, M.; GUO, Y. B. Surface integrity of biodegradable Magnesium-Calcium orthopedic implant by burnishing. **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, v. 4, n. 8, p. 1888–1904, 2011.

SEEGER, A.; SCHÖCK, G. DIE AUFSPALTUNG VON VERSETZUNGEN IN METALLEN DICHTESTER KUGELPACKUNG. **ACTA METALLURGICA**, v. 1, p. 519–530, 1953.

SKALSKI, K.; MORAWSKI, A.; PRZYBYLSKI, W. Analysis of contact elastic-plastic strains during the process of burnishing. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 37, n. 5, p. 461–472, 1995.

SMALLMAN, R. E.; NGAN, A. H. W. **Modern Physical Metallurgy**.

SPENCER, K. et al. Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 387–389, n. 1- 2 SPEC. ISS., p. 873–881, 2004.

STAUDHAMMER, K. P.; MURR, L. E.; HECKER, S. S. Nucleation and evolution of strain-induced martensitic (b.c.c.) embryos and substructure in stainless steel: A transmission electron microscope study. **Acta Metallurgica**, v. 31, n. 2, p. 267–274, 1983.

SUN, G. et al. On the influence of deformation mechanism during cold and warm rolling on annealing behavior of a 304 stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 746, n. January, p. 341–355, 2019.

SURARATCHAI, M. et al. Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy. **International Journal of Fatigue**, v. 30, n. 12, p. 2119–2126, 2008.

UDDIN, M. S. et al. Finite element analysis of surface integrity in deep ball-burnishing of a biodegradable AZ31B Mg alloy. **Metals**, v. 8, n. 2, p. 1–17, 2018.

WANG, B. et al. Deformation mechanisms in meta-stable and nitrogen-stabilized austenitic stainless steel during severe surface deformation. **Materialia**, v. 12, n. June, p. 100751, 2020.

XIA, P. et al. Microstructure evolution and adiabatic heating during dynamic biaxial deformation of a 304 stainless steel. **Materials Science & Engineering A**, p. 139829, 2020.

YONEZAWA, T. et al. The effect of chemical composition and heat treatment conditions on stacking fault energy for Fe-Cr-Ni austenitic stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 44, n. 13, p. 5884–5896, 2013.

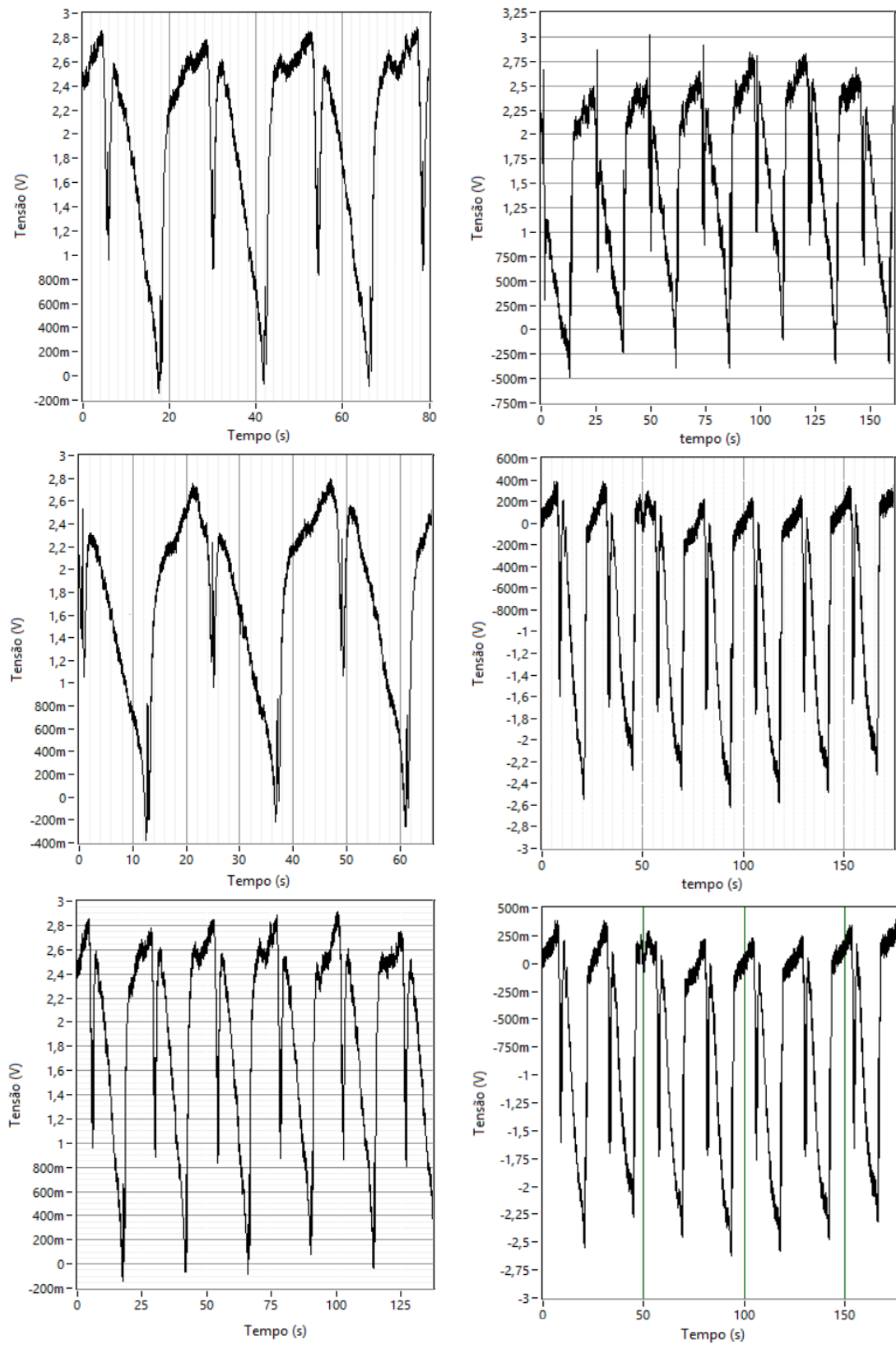
ZAHOUANI, H. et al. The morphological tree transform of surface motifs. Incidence in tribology. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 41, n. 13–14, p. 1961–1979, 2001.

ZAHOUANI, H. et al. Identification of manufacturing signature by 2D wavelet decomposition.

Wear, v. 264, n. 5–6, p. 480–485, 2008.

ZHANG, T.; BUGTAI, N.; MARINESCU, I. D. Burnishing of aerospace alloy : A theoretical – experimental approach. **Journal of Manufacturing Systems**, v. 37, p. 472–478, 2015.

APÊNDICE A



(a)

(b)

FIGURA A. 1 -Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$): (a) 160 bar e (b) 240 bar
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

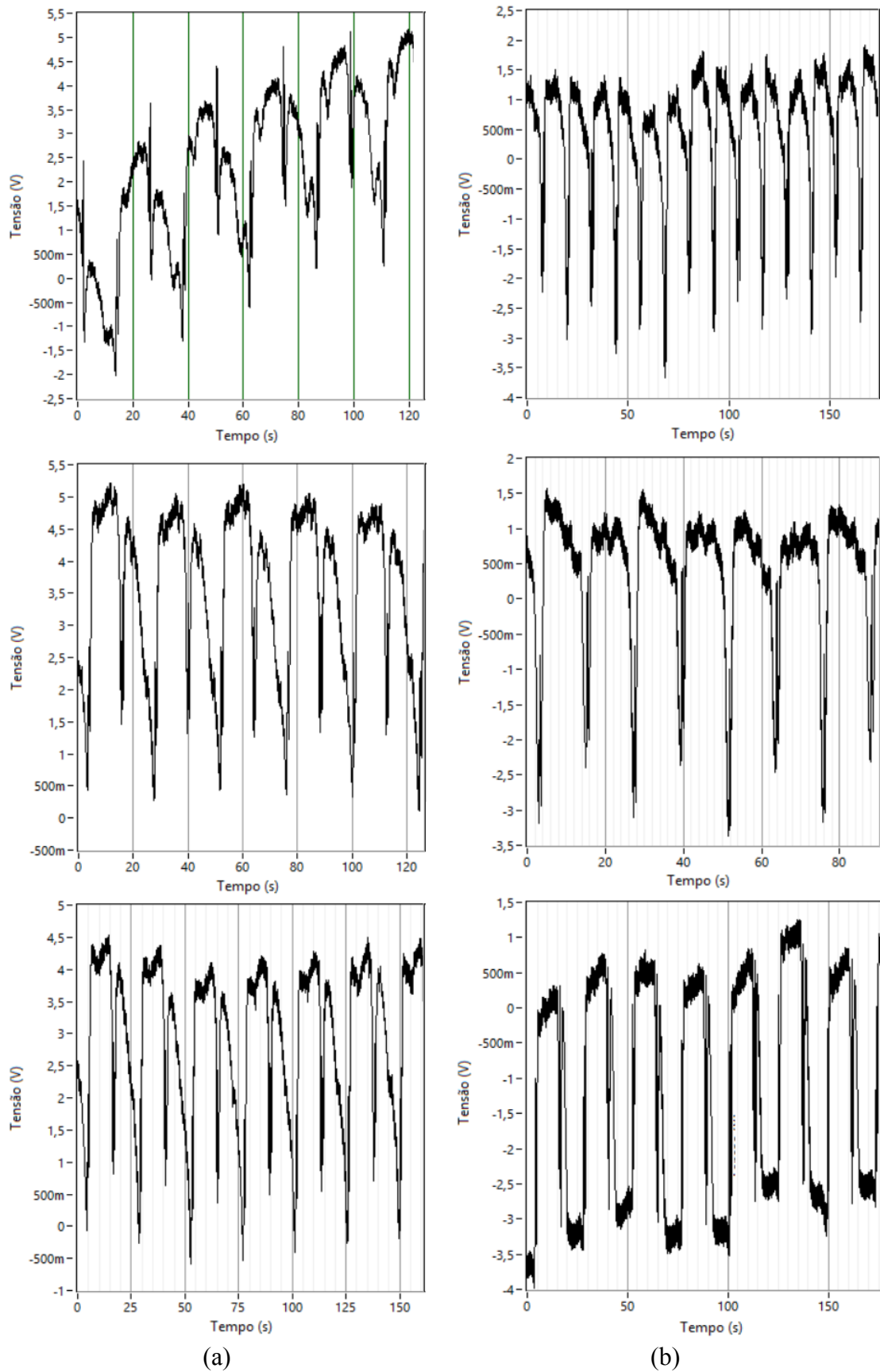


FIGURA A. 2 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 1$): (a) 320 bar e (b) 400 bar
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

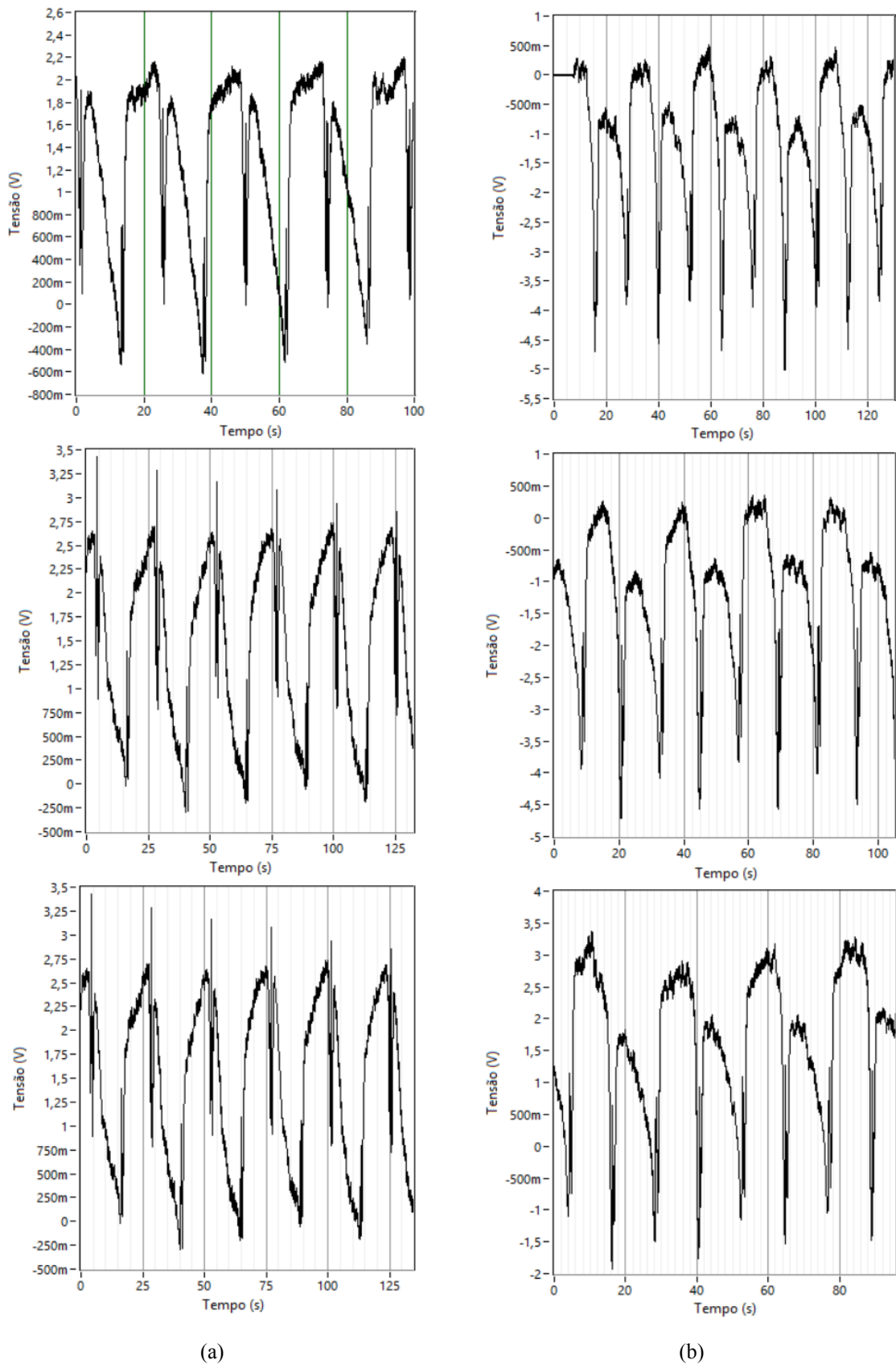


FIGURA A. 3 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 3$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

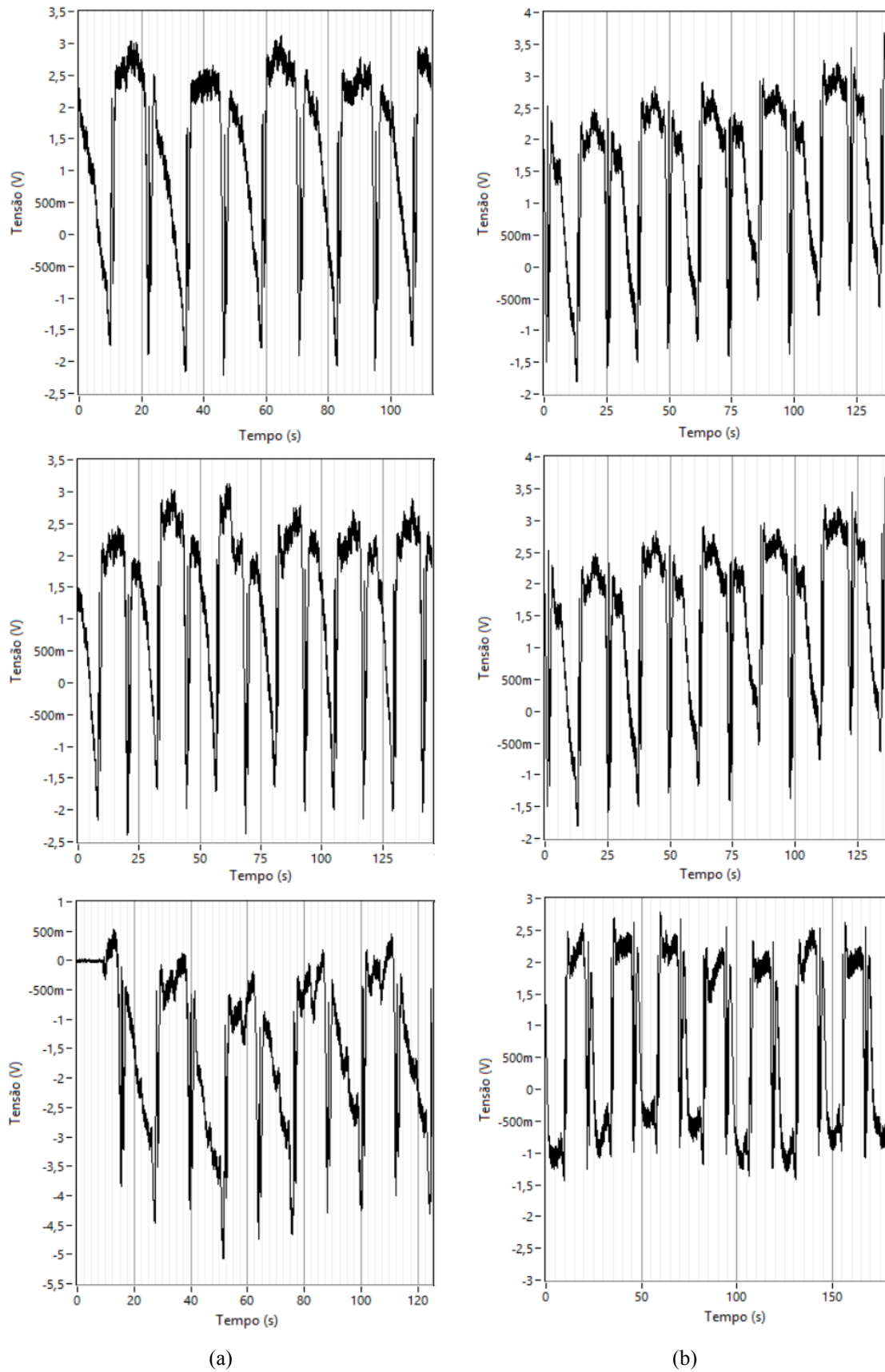


FIGURA A. 4 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 3$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

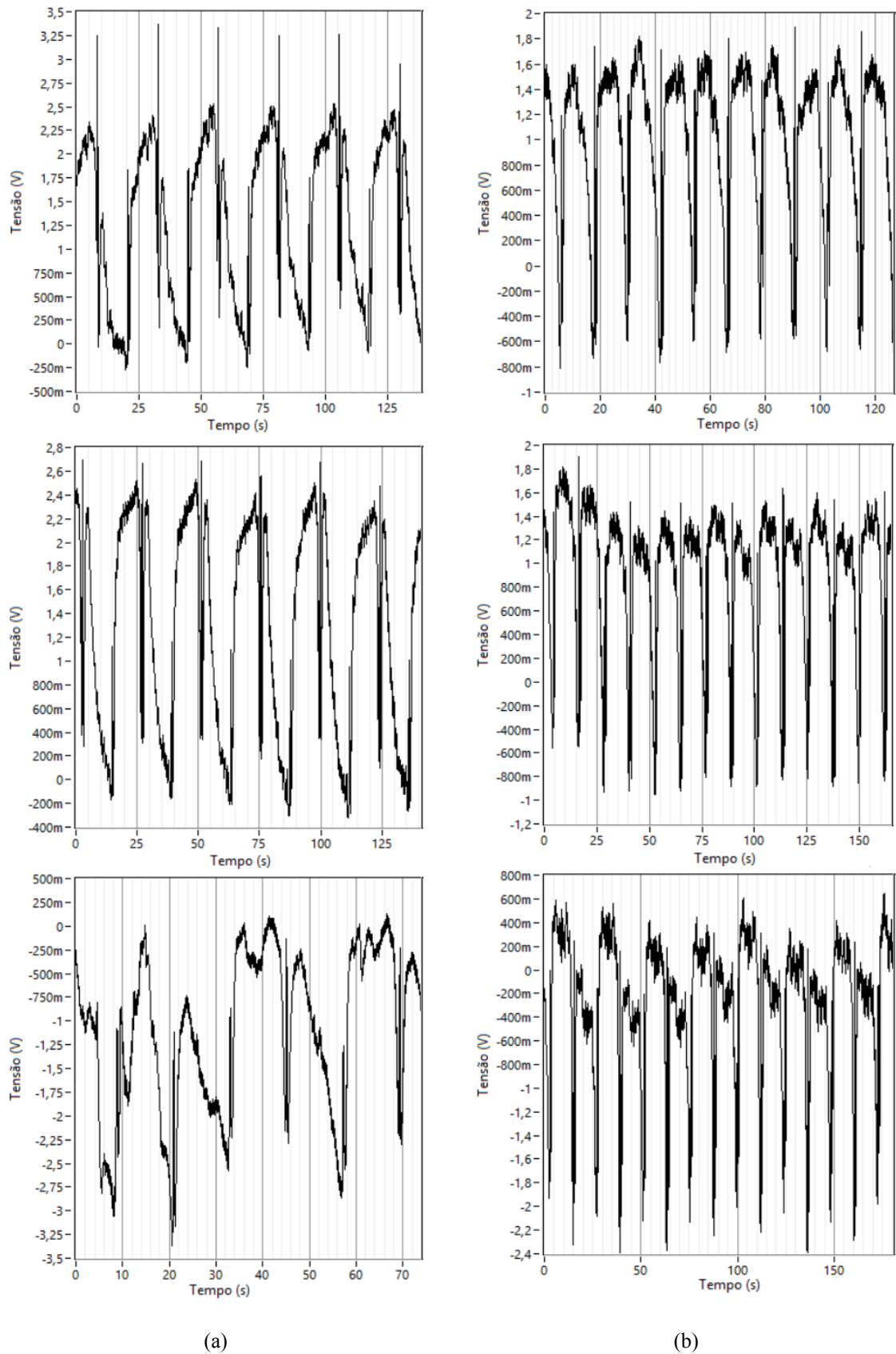


FIGURA A. 5 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 5$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

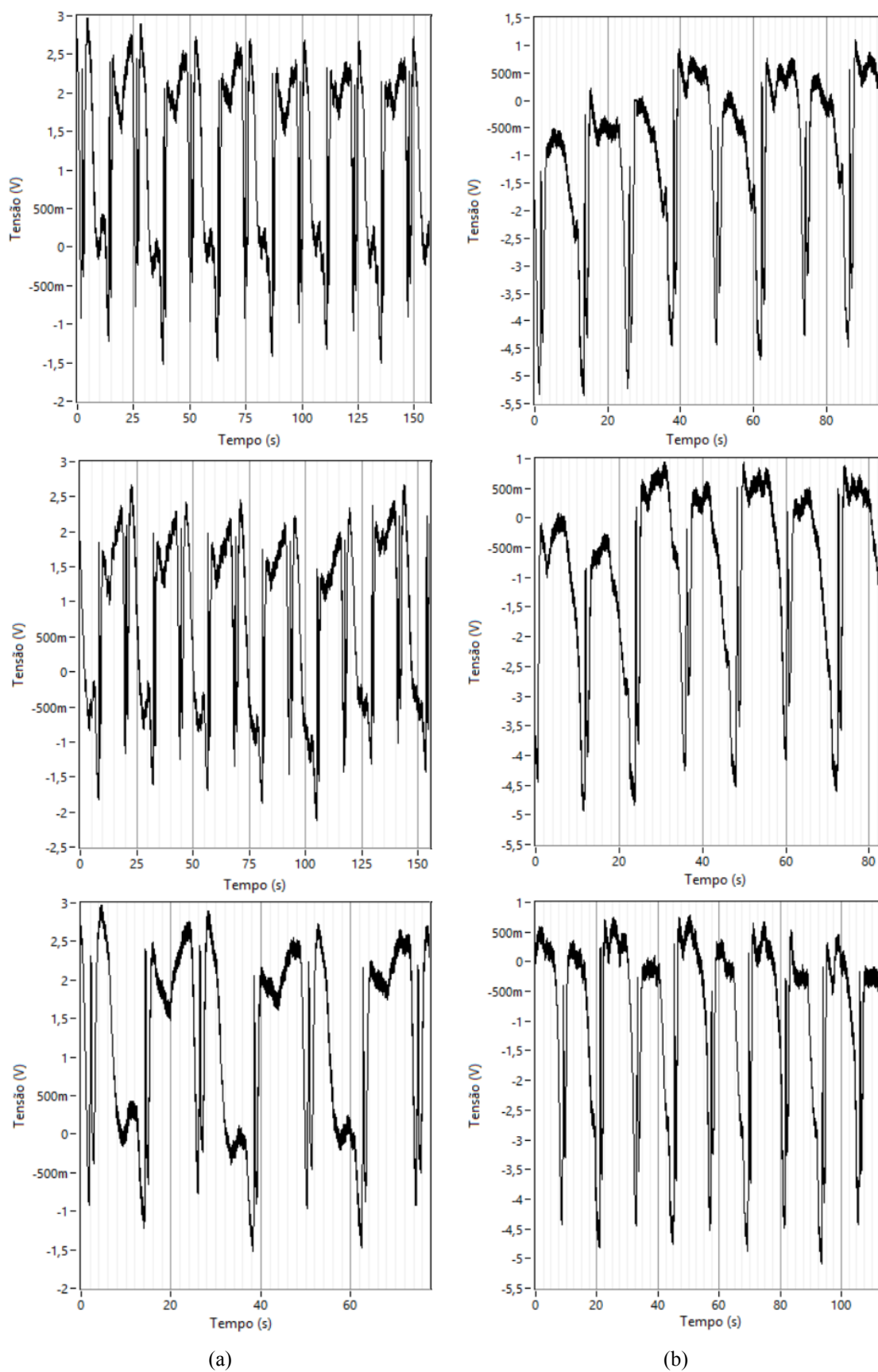


FIGURA A. 6 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^2$ mm/min e $n = 5$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

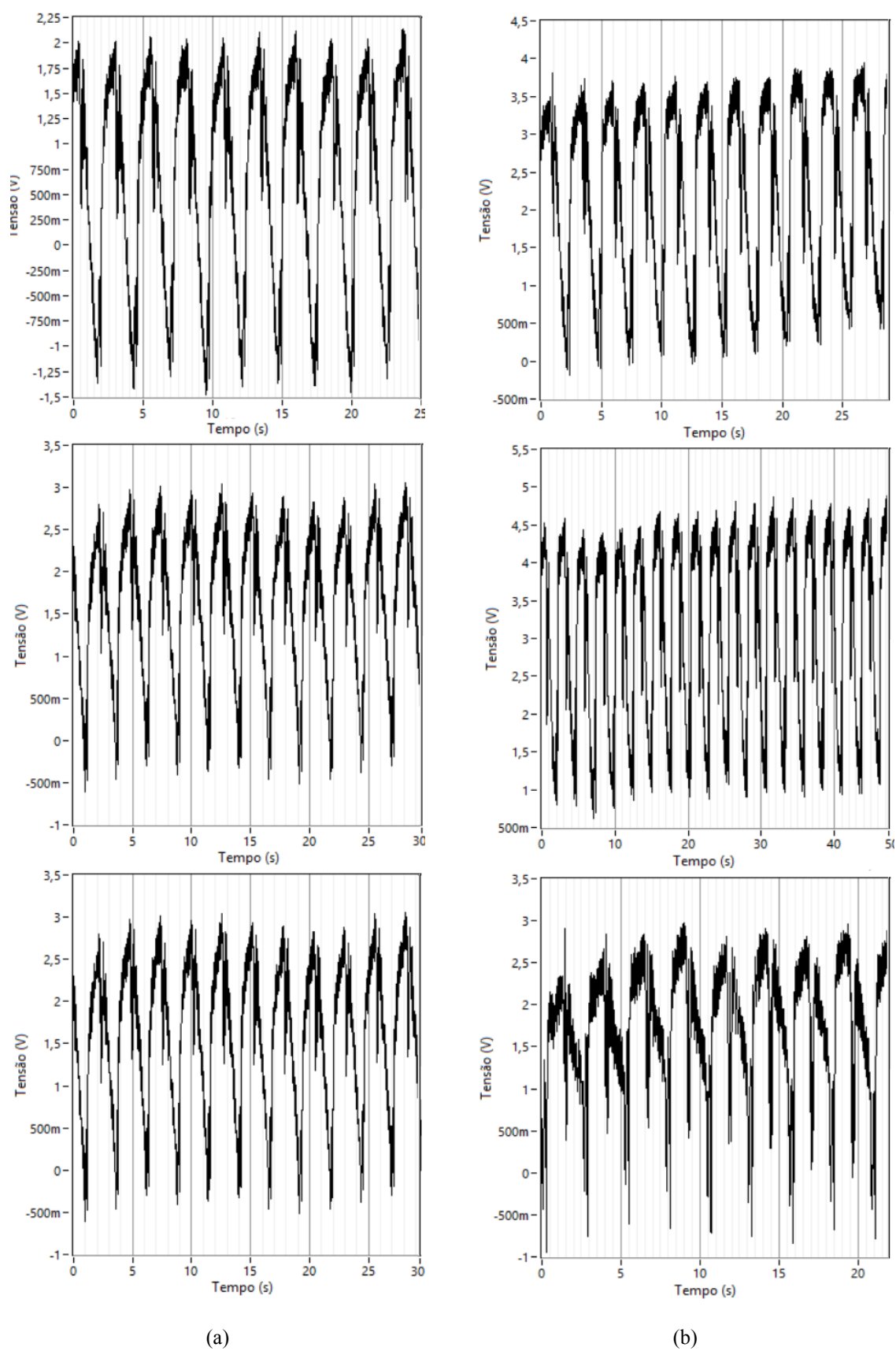


FIGURA A. 7 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 1$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

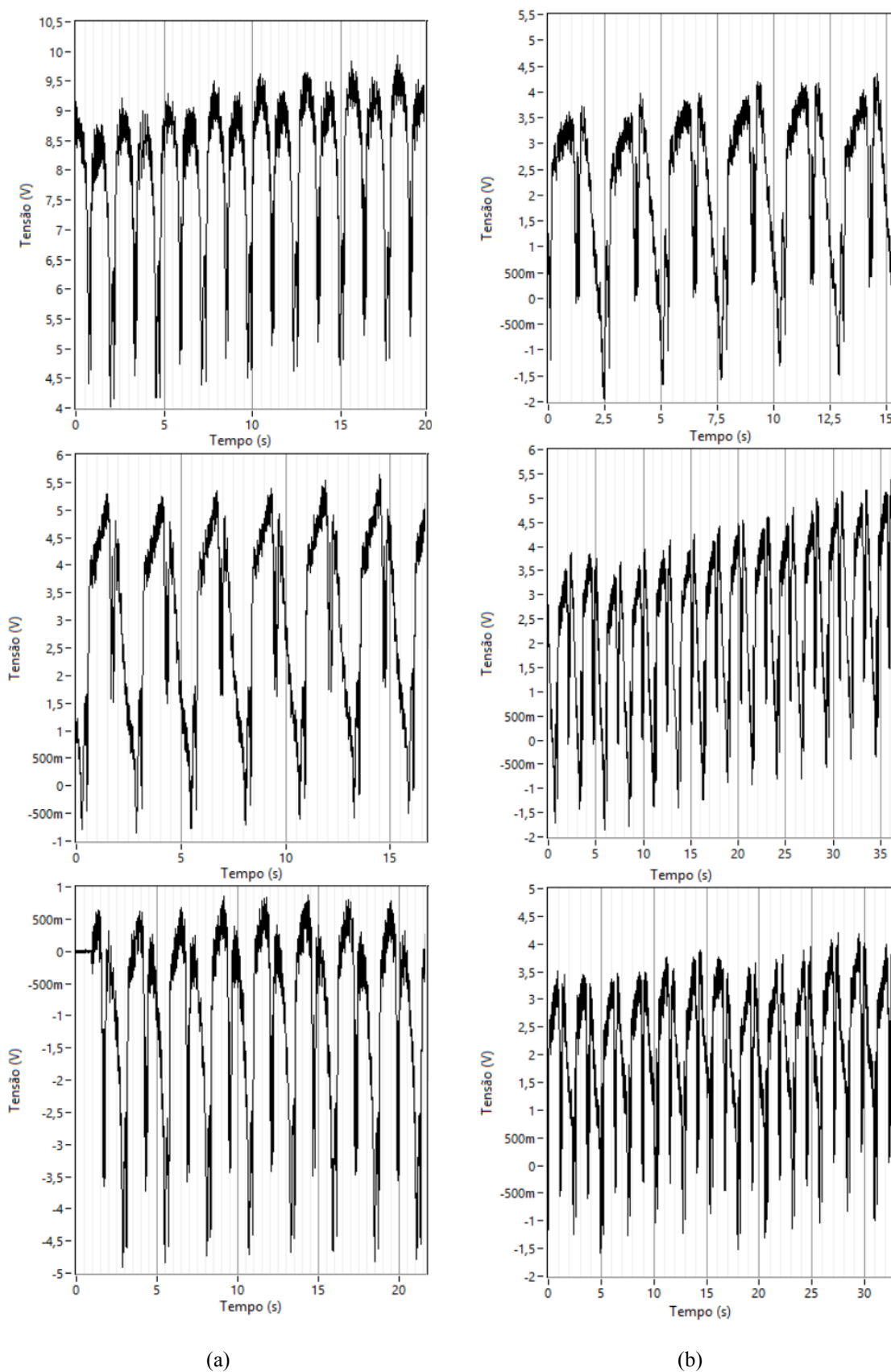


FIGURA A. 8 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 1$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

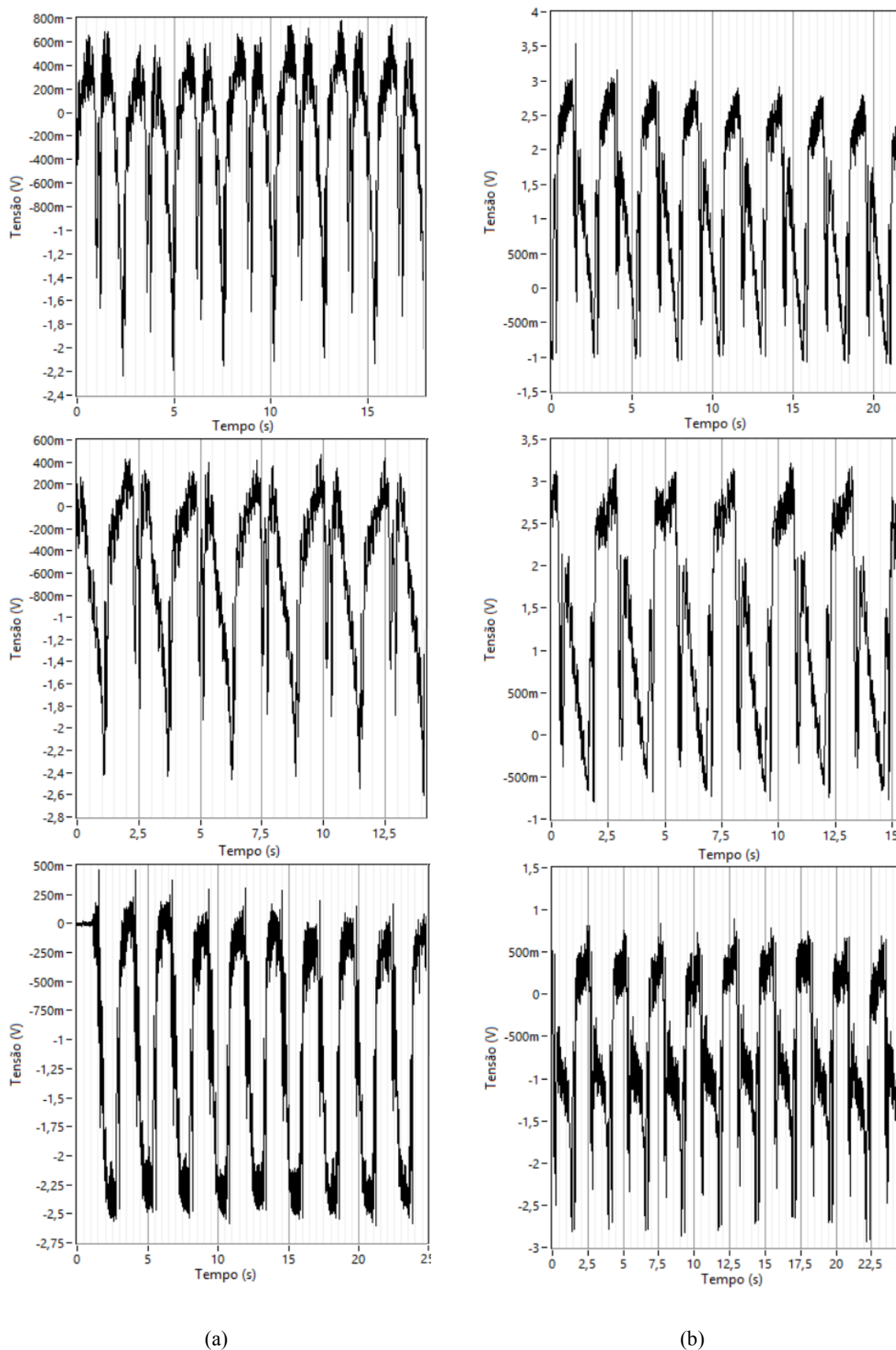


FIGURA A. 9 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 3$): (a) 160 bar e (b) 240 bar
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

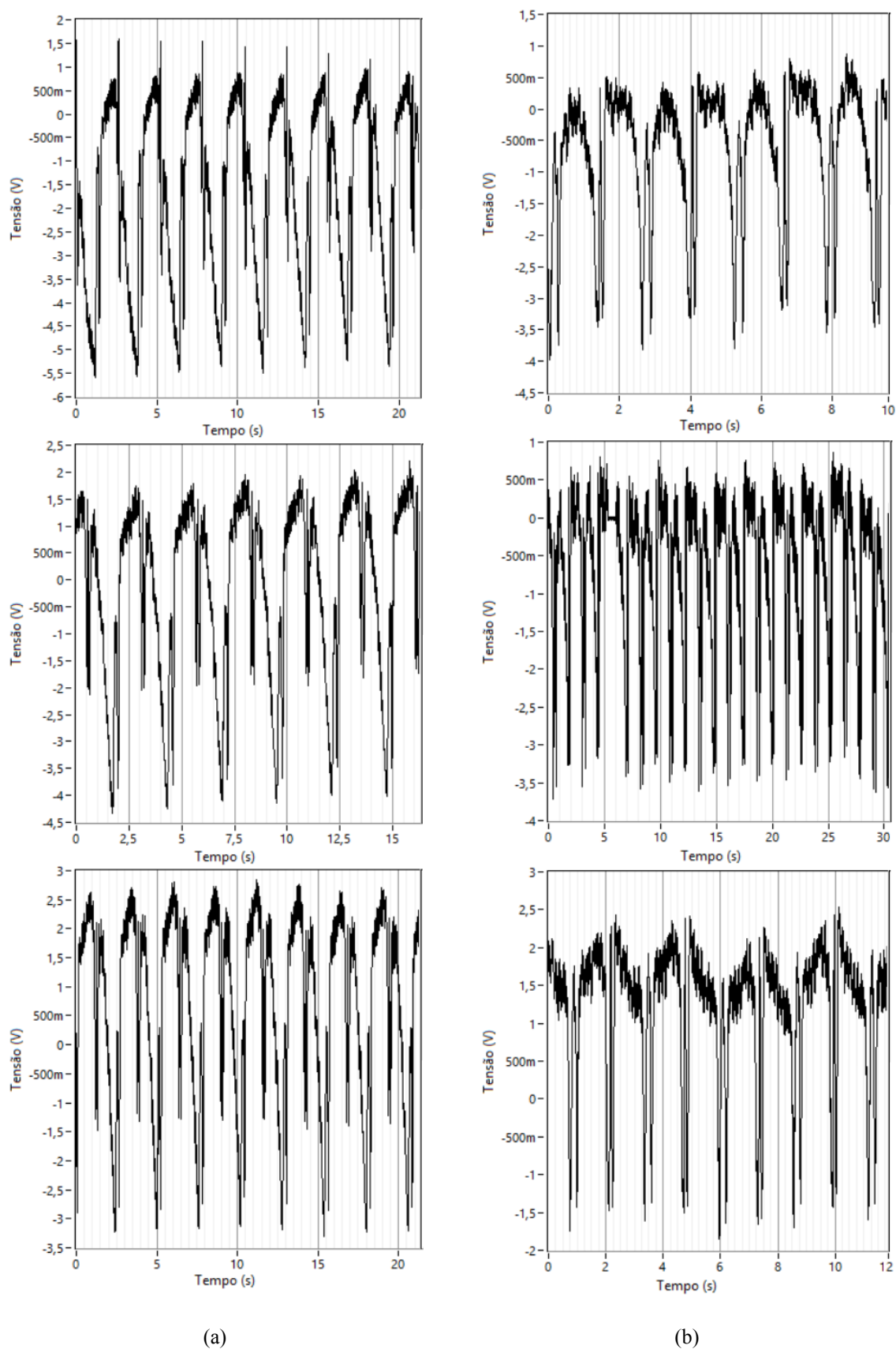


FIGURA A. 10 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 3$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

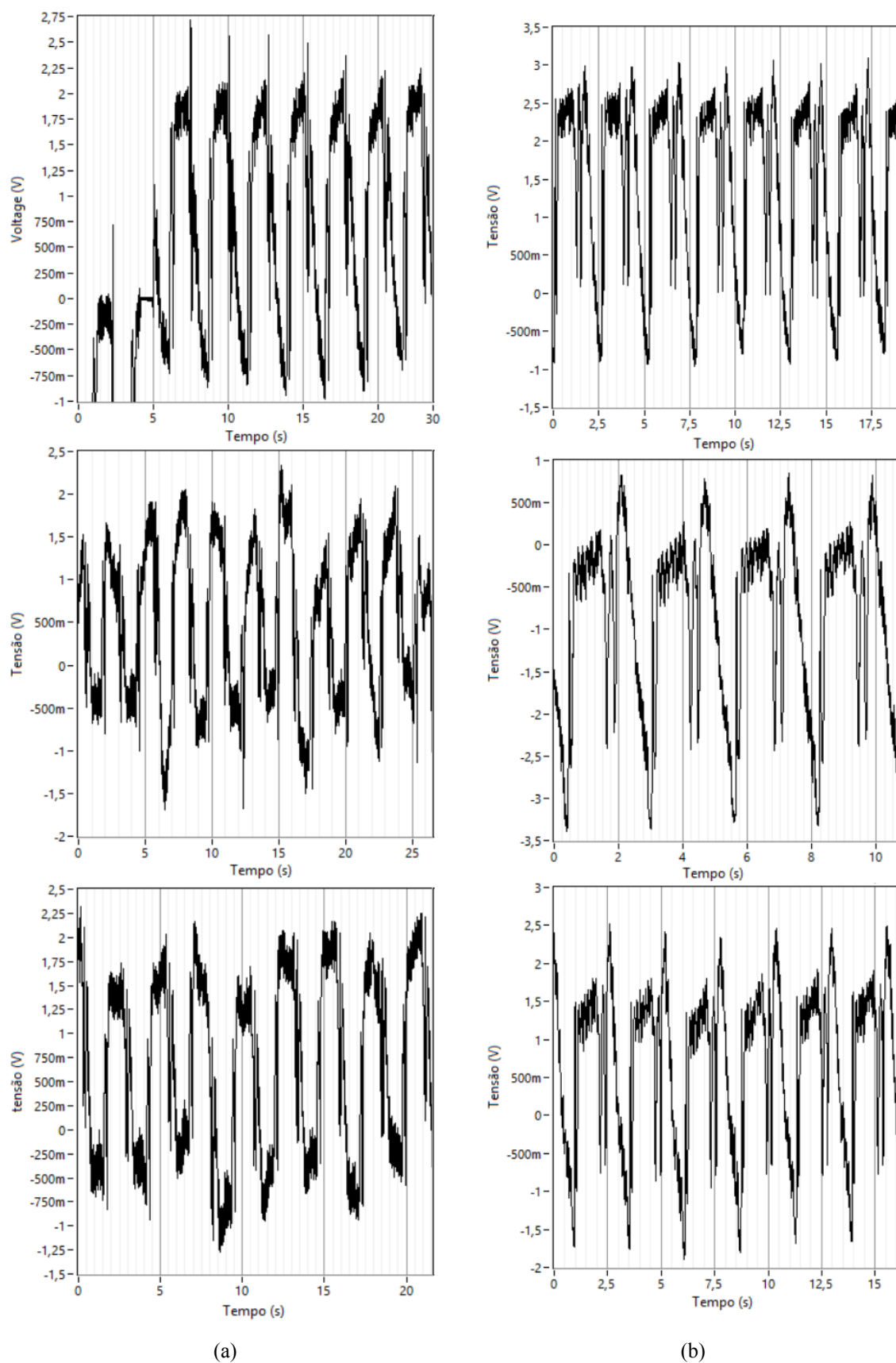


FIGURA A. 11 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 5$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

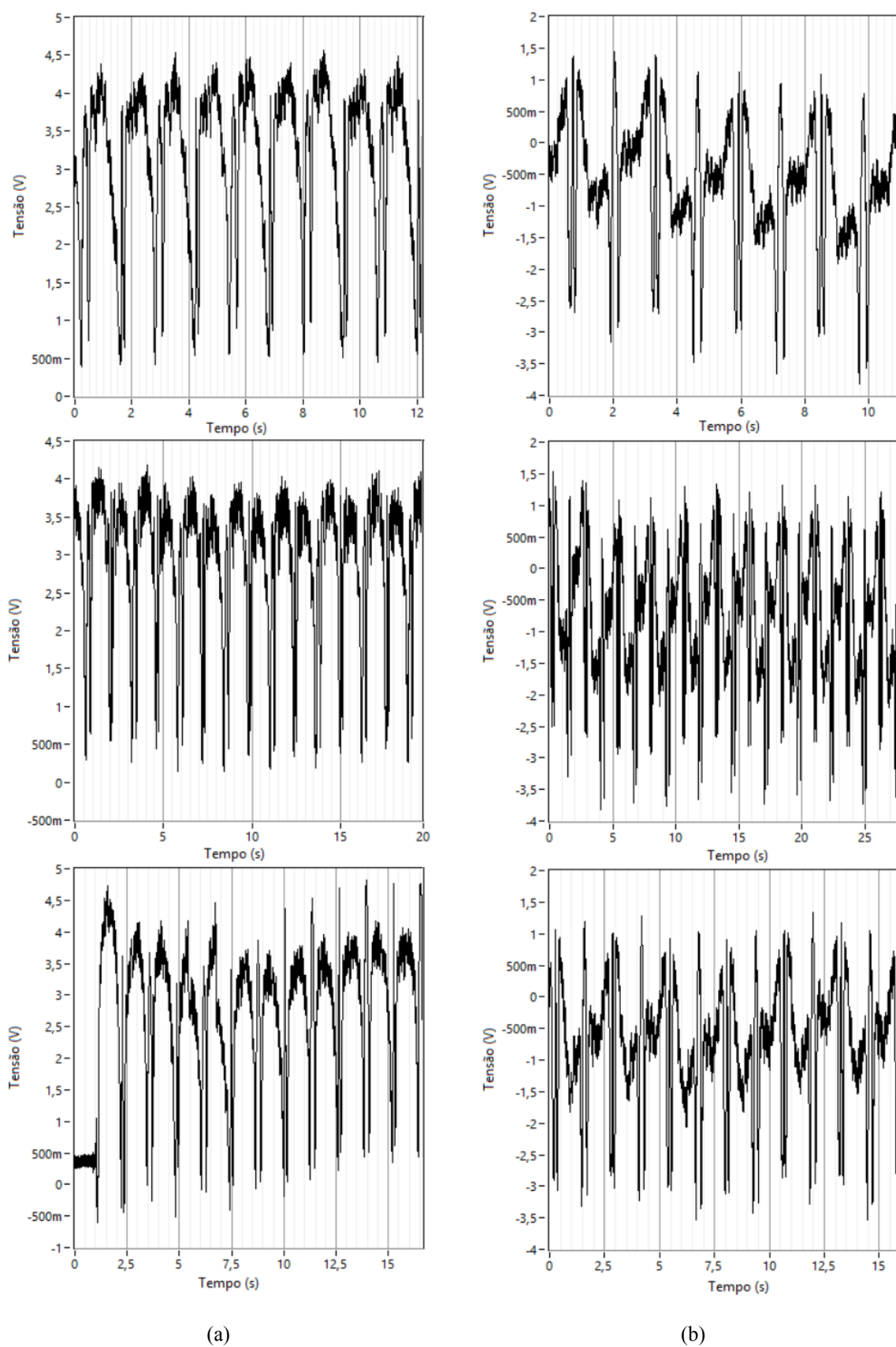
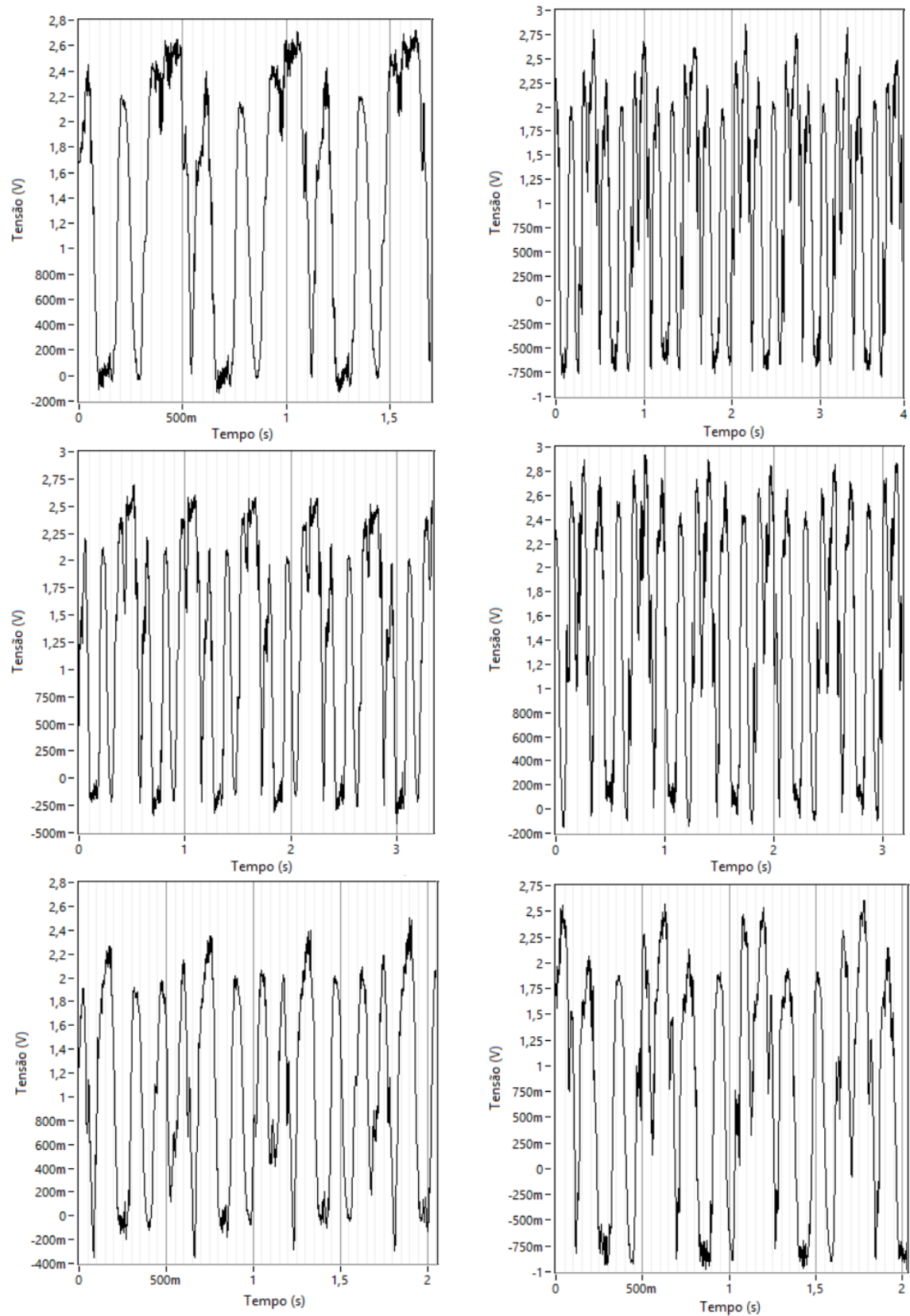


FIGURA A. 12 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^3$ mm/min e $n = 5$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2020



(a)

(b)

FIGURA A. 13 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 1$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

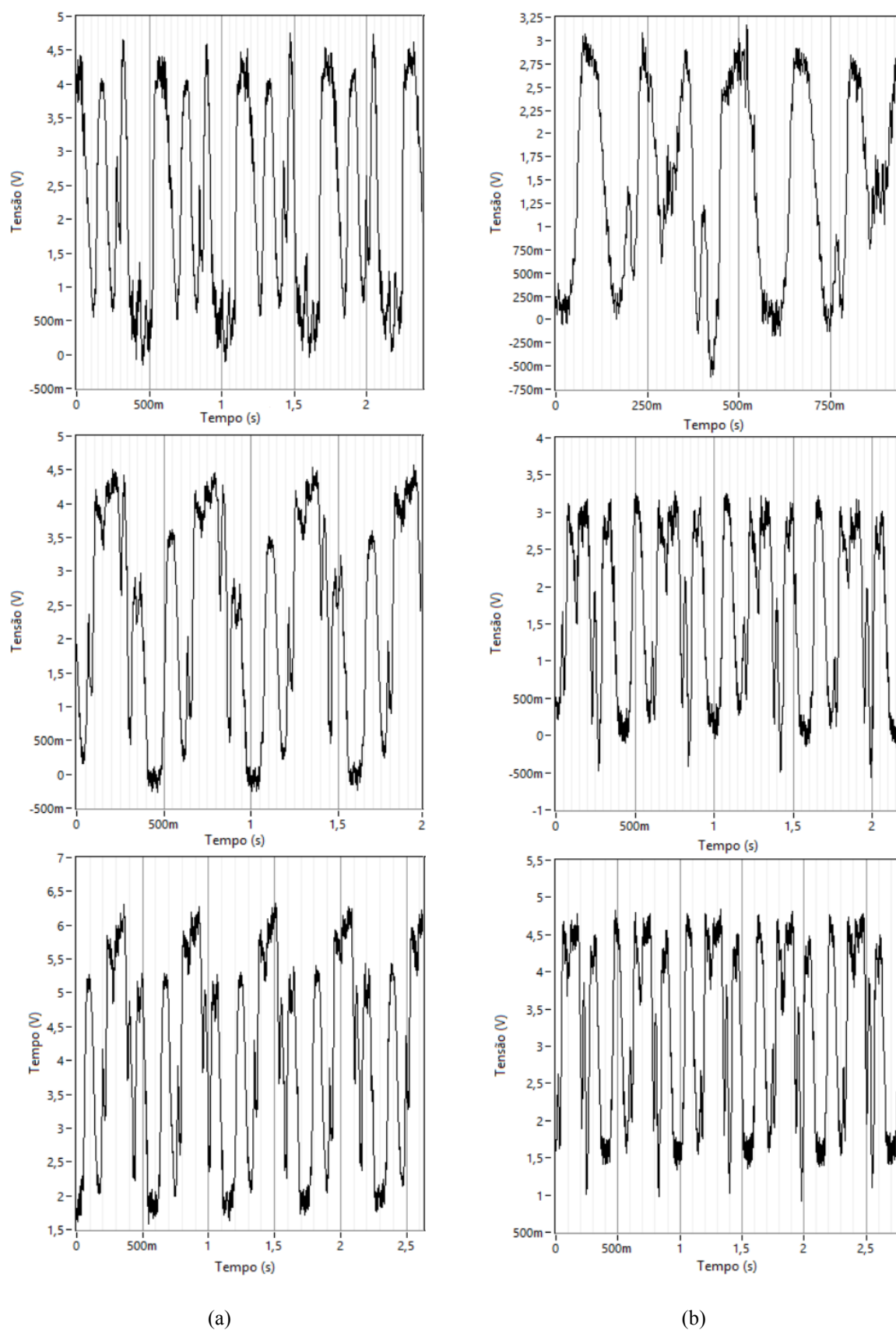


FIGURA A. 14 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 1$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

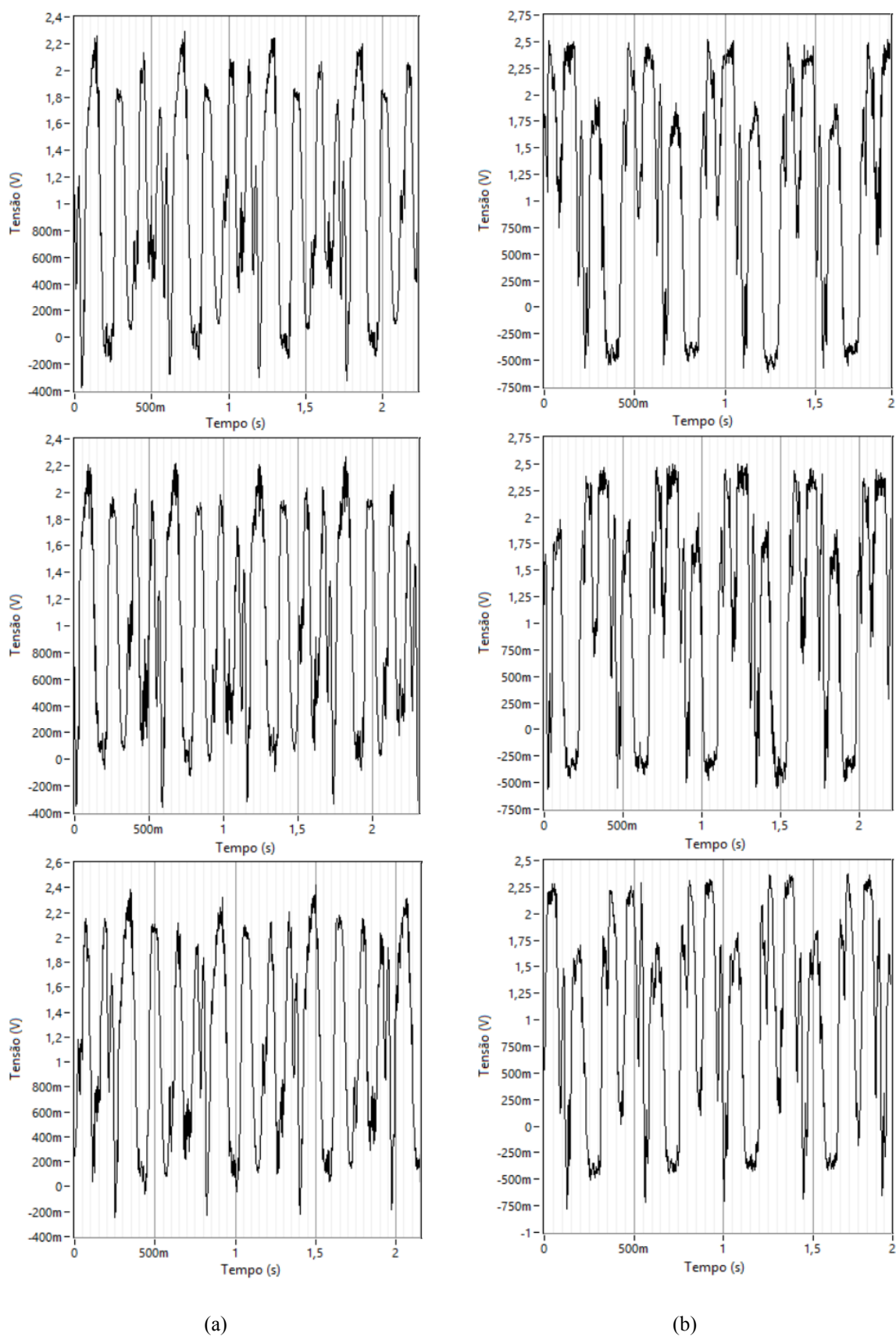


FIGURA A. 15 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 3$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

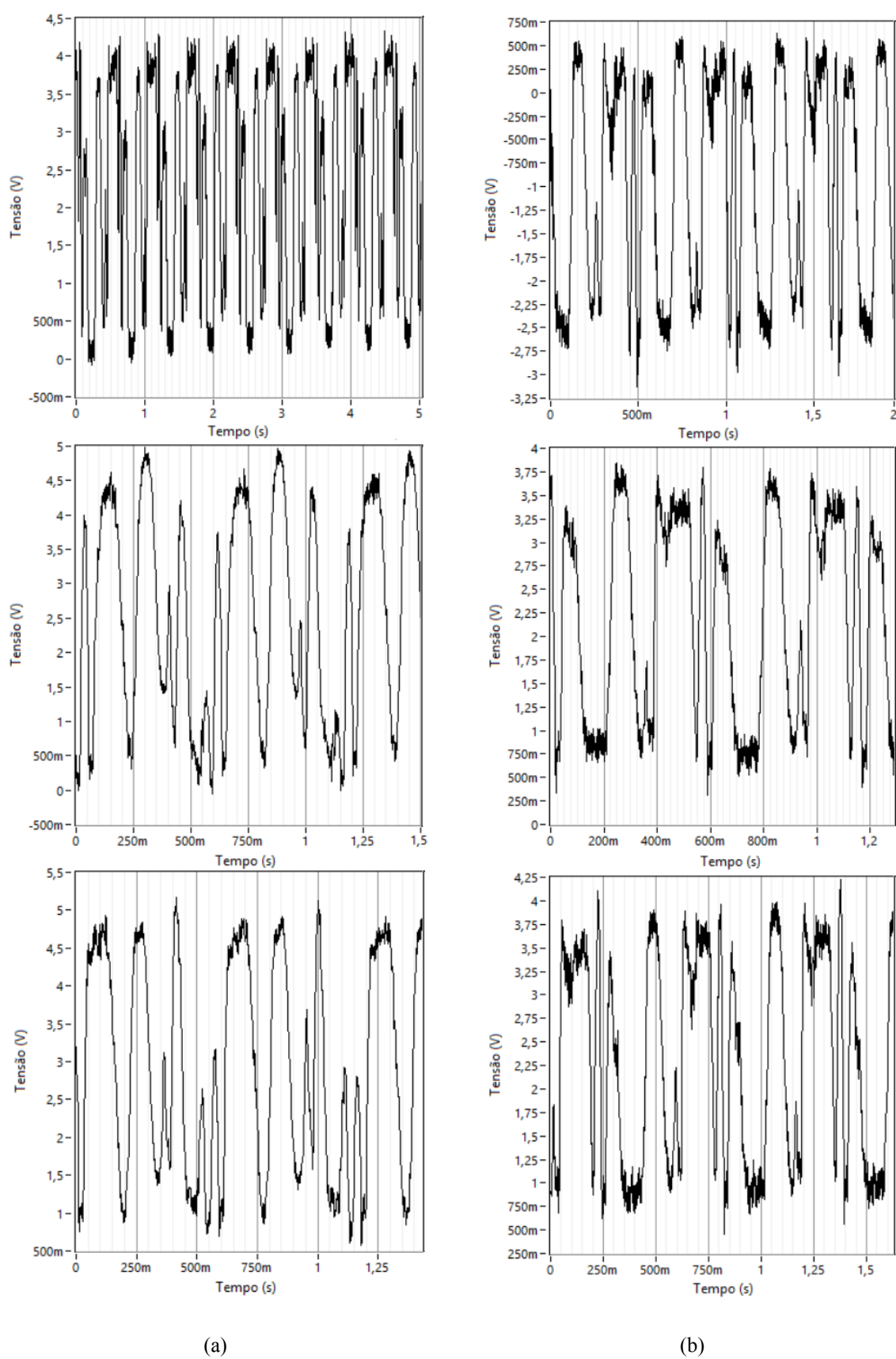


FIGURA A. 16 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 3$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

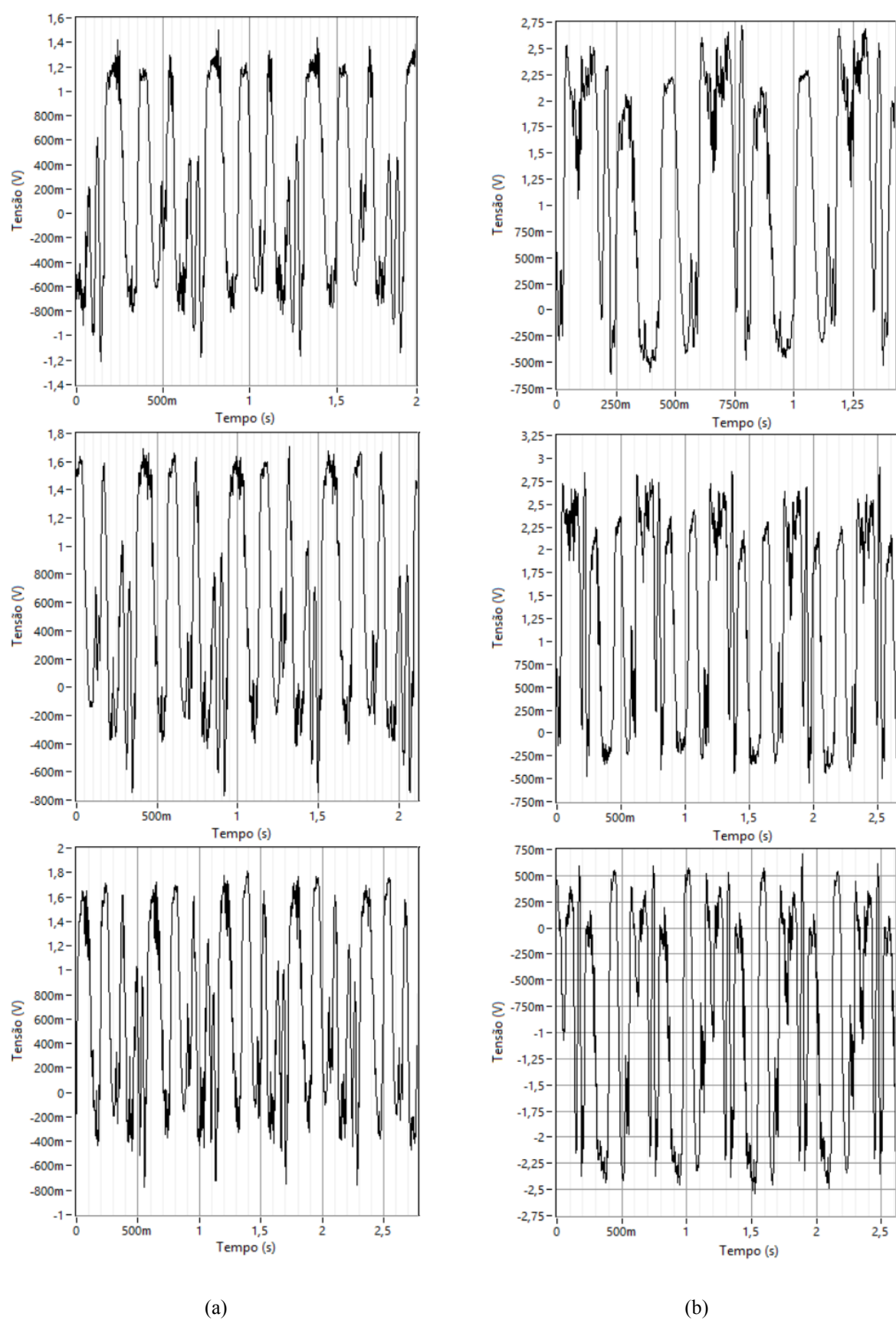


FIGURA A. 17 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 5$): (a) 160 bar e (b) 240 bar.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

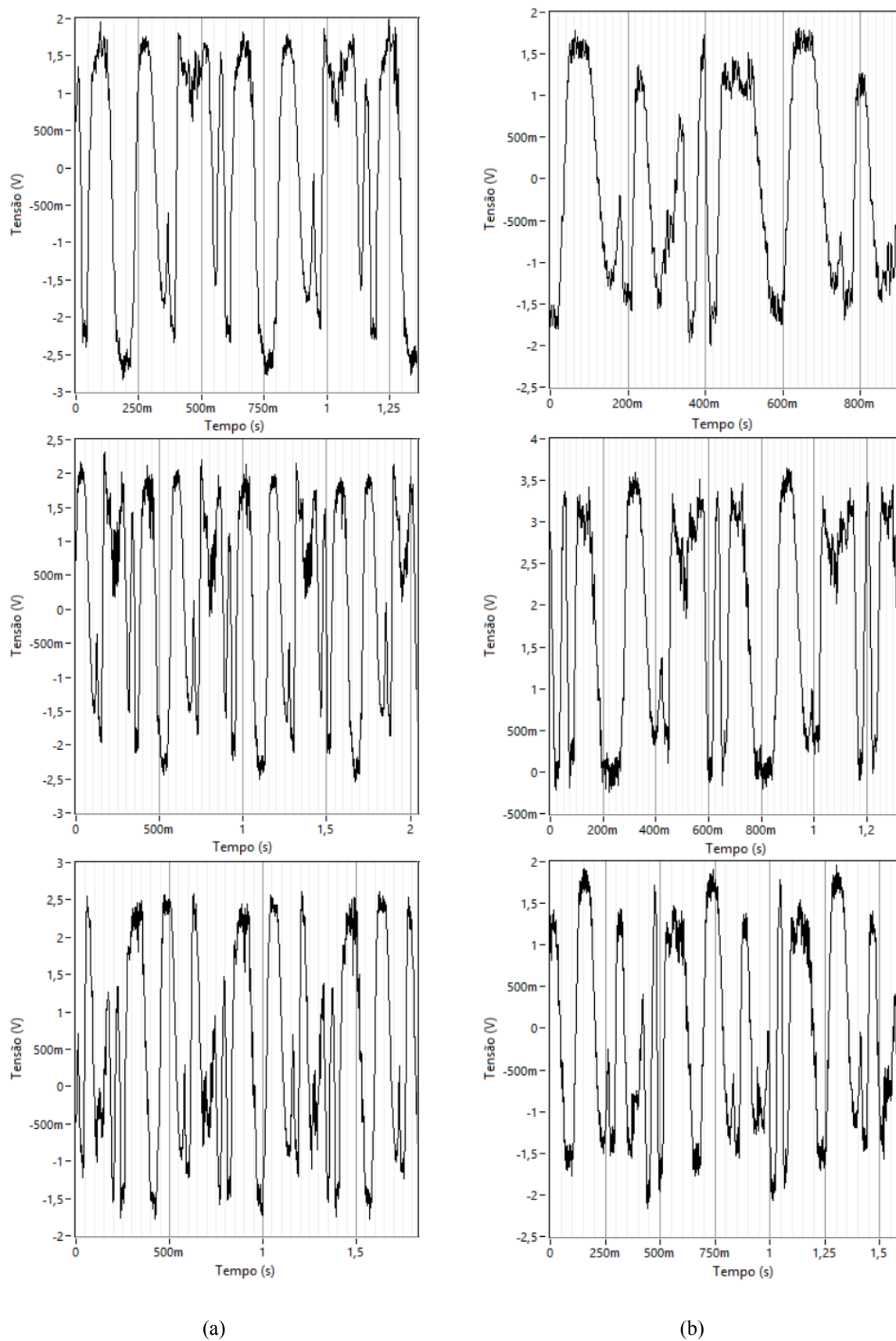


FIGURA A. 18 - Tensão de roleteamento no eixo Z ($V_r = 10^4$ mm/min e $n = 5$): (a) 320 bar e (b) 400 bar.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

APÊNDICE B

TABELA B. 1: Tensão elétrica e força de roleteamento no eixo Z para a pressão de 160 bar.

Tensão de roleteamento no eixo Z (P160)									
Medição	F100			F1000			F10000		
	Nº de passes			Nº de passes			Nº de passes		
	1	3	5	1	3	5	1	3	5
1	2,81	2,61	2,55	3,14	2,70	2,71	2,55	2,55	2,33
2	2,84	2,67	2,67	3,00	2,58	2,82	2,56	2,58	2,38
3	3,02	2,56	2,46	3,25	2,73	2,80	2,65	2,61	2,34
4	2,97	2,54	2,52	3,17	2,73	2,86	2,66	2,42	2,36
5	2,83	2,71	2,63	3,20	2,70	2,81	2,74	2,39	2,25
6	2,87	2,63	2,57	3,27	2,72	2,71	2,74	2,47	2,27
7	2,81	2,75	2,60	3,29	2,62	2,82	2,68	2,41	2,31
8	2,79	2,70	2,55	3,12	2,55	2,61	2,67	2,51	2,28
9	2,78	2,73	2,58	3,15	2,61	2,78	2,52	2,47	2,40
10	2,79	2,56	2,54	3,20	2,65	2,77	2,62	2,55	2,42
Média (V)	2,85	2,65	2,57	3,18	2,66	2,77	2,64	2,49	2,34
D.P (V)	0,08	0,07	0,06	0,08	0,06	0,07	0,07	0,07	0,05

Conversão da tensão (V) em Força (N) - Fator de multiplicação = 151,23 N/V

Força (N)	431,10	400,25	387,92	480,78	401,92	418,82	399,31	377,21	353,21
D.P (N)	11,73	10,94	8,42	11,98	9,44	10,33	11,01	10,82	8,27

D.P = desvio padrão

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

TABELA B. 2: Tensão elétrica e força de roleteamento no eixo Z para a pressão de 240 bar.

Tensão de roleteamento no eixo Z (P240)									
Medição	F100			F1000			F10000		
	Nº de passes			Nº de passes			Nº de passes		
	1	3	5	1	3	5	1	3	5
1	3,05	4,01	2,30	3,43	3,52	3,43	3,21	2,90	2,81
2	2,97	4,04	2,29	3,41	3,65	3,45	3,33	2,93	2,84
3	2,92	3,97	2,30	3,50	3,68	3,48	3,25	2,98	2,88
4	2,87	3,95	2,17	3,58	3,68	3,49	3,32	3,02	2,89
5	2,90	4,15	2,22	3,47	3,63	3,37	3,17	2,93	2,85
6	2,89	4,00	2,24	3,52	3,59	3,42	3,25	2,84	2,94
7	2,81	3,97	2,33	3,48	3,62	3,43	3,32	2,87	2,88
8	2,85	4,03	2,34	3,46	3,72	3,41	3,33	2,94	2,85
9	2,87	3,98	2,18	3,55	3,67	3,44	3,39	2,87	2,81
10	2,88	4,09	2,32	3,47	3,65	3,40	3,25	2,90	2,89
Média (V)	2,90	4,02	2,27	3,49	3,64	3,43	3,28	2,92	2,86
D.P (V)	0,06	0,06	0,06	0,05	0,05	0,03	0,06	0,05	0,04

Conversão da tensão (V) em Força (N) - Fator de multiplicação = 151,23 N/V

Força (N)	438,60	607,48	343,00	527,40	550,61	518,92	496,34	441,08	433,18
D.P (N)	9,53	8,73	8,72	7,48	7,87	5,10	9,47	7,83	5,94

D.P = desvio padrão

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

TABELA B. 3: Tensão elétrica e força de roleteamento no eixo Z para a pressão de 320 bar.

Tensão de roleteamento no eixo Z (P320)									
Medição	F100			F1000			F10000		
	Nº de passes			Nº de passes			Nº de passes		
	1	3	5	1	3	5	1	3	5
1	4,55	4,43	3,80	5,32	6,06	3,56	4,44	4,08	4,28
2	4,54	4,50	3,82	5,25	6,02	3,61	4,55	4,04	4,18
3	4,55	4,23	3,90	5,30	6,00	3,64	4,44	4,09	4,21
4	4,57	4,48	3,82	5,43	5,93	3,71	4,45	3,97	4,20
5	4,54	4,47	3,90	5,43	6,05	3,68	4,45	3,95	4,21
6	4,51	4,42	3,76	5,46	5,94	3,59	4,42	3,99	4,19
7	4,49	4,47	3,93	5,35	5,90	3,63	4,46	4,01	4,41
8	4,56	4,47	3,75	5,37	5,90	3,62	4,40	3,92	4,22
9	4,59	4,47	3,92	5,40	5,83	3,61	4,43	3,95	4,25
10	4,60	4,34	3,86	5,35	5,89	3,57	4,37	4,07	4,24
Média (V)	4,55	4,43	3,85	5,36	5,95	3,62	4,44	4,01	4,24
D.P (V)	0,03	0,08	0,06	0,06	0,07	0,04	0,05	0,06	0,07
Conversão da tensão (V) em Força (N) - Fator de multiplicação = 151,23 N/V									
Força (N)	687,92	669,28	581,63	811,21	899,98	547,62	671,48	605,89	641,00
D.P (N)	4,55	12,10	9,36	9,62	11,13	6,77	6,85	8,49	9,88

D.P = desvio padrão

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

TABELA B. 4: Tensão elétrica e força de roleteamento no eixo Z para a pressão de 400 bar.

Tensão de roleteamento no eixo Z (P400)									
Medição	F100			F1000			F10000		
	Nº de passes			Nº de passes			Nº de passes		
	1	3	5	1	3	5	1	3	5
1	4,32	3,77	5,18	5,31	3,69	3,83	3,30	3,16	3,40
2	4,23	3,78	5,04	5,36	3,78	3,89	3,28	3,11	3,53
3	4,32	3,75	4,96	5,33	3,72	3,88	3,38	3,06	3,57
4	4,35	3,79	5,10	5,27	3,77	3,99	3,23	3,15	3,50
5	4,26	3,70	5,02	5,22	3,57	3,86	3,32	3,16	3,51
6	4,37	3,64	5,02	5,15	3,78	3,85	3,30	3,15	3,43
7	4,49	3,88	5,01	5,23	3,73	3,88	3,24	3,07	3,44
8	4,38	3,67	5,01	5,36	3,76	3,78	3,30	3,12	3,47
9	4,37	3,67	5,11	5,30	3,61	3,87	3,38	3,13	3,32
10	4,26	3,76	5,05	5,29	3,70	3,87	3,39	3,01	3,47
Média (V)	4,33	3,74	5,05	5,28	3,71	3,87	3,31	3,11	3,46
D.P (V)	0,07	0,07	0,06	0,06	0,07	0,05	0,05	0,05	0,07
Conversão da tensão (V) em Força (N) - Fator de multiplicação = 151,23 N/V									
Força (N)	655,40	565,57	763,80	798,65	561,17	585,23	500,77	470,72	523,68
D.P (N)	10,78	10,31	8,99	9,70	10,32	7,67	8,17	7,28	10,14

D.P = desvio padrão

FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

APÊNDICE C

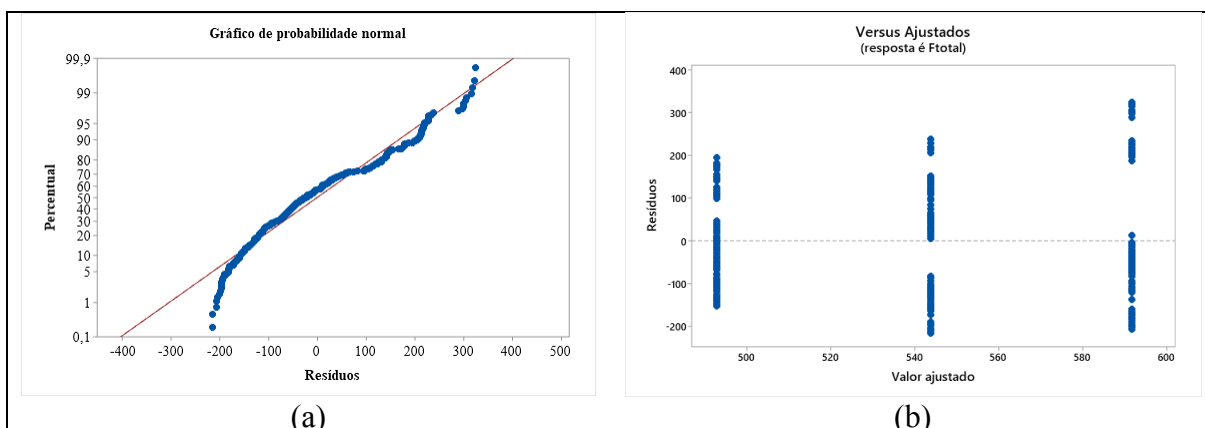


FIGURA C. 1 - Gráficos de resíduo de força no eixo Z em função da velocidade de roleteamento: (a) probabilidade normal e (b) valores ajustados.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

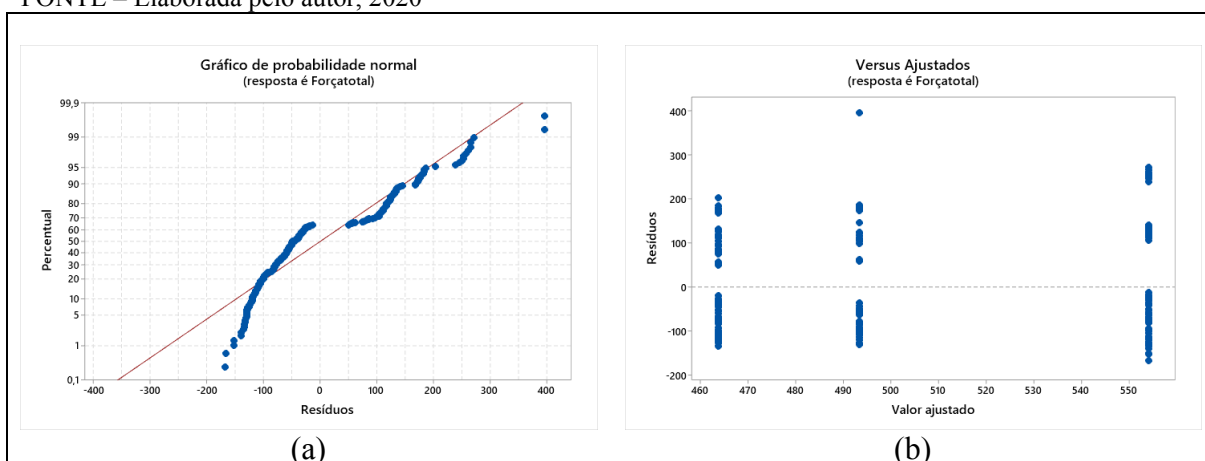


FIGURA C. 2 – Gráficos de resíduo de força no eixo Z em função do número de passes de roleteamento: (a) probabilidade normal e (b) valores ajustados.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

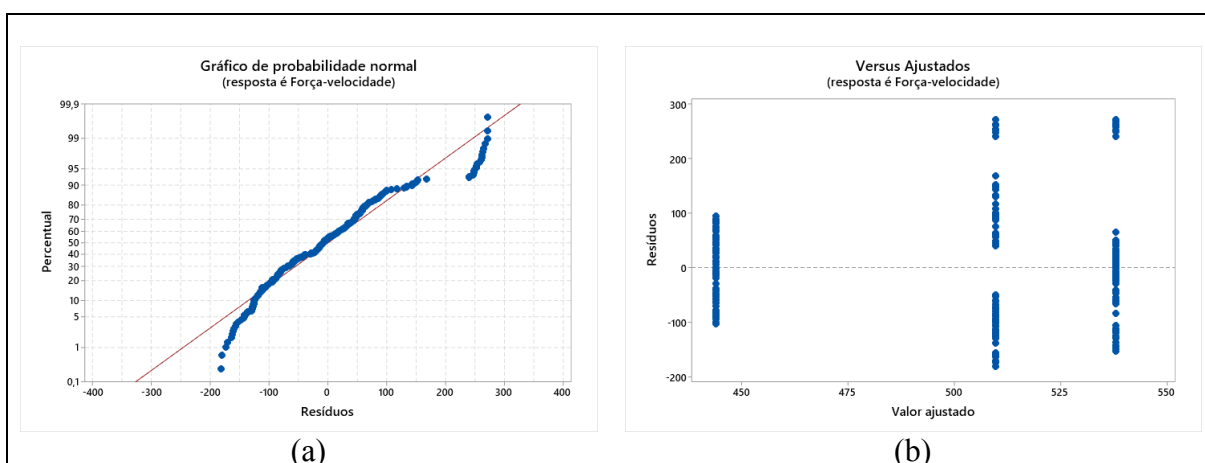


FIGURA C. 3 – Gráficos de resíduo de força no eixo Z em função da velocidade para 5 passes de roleteamento: (a) probabilidade normal e (b) valores ajustados.
 FONTE – Elaborada pelo autor, 2020

APÊNDICE D

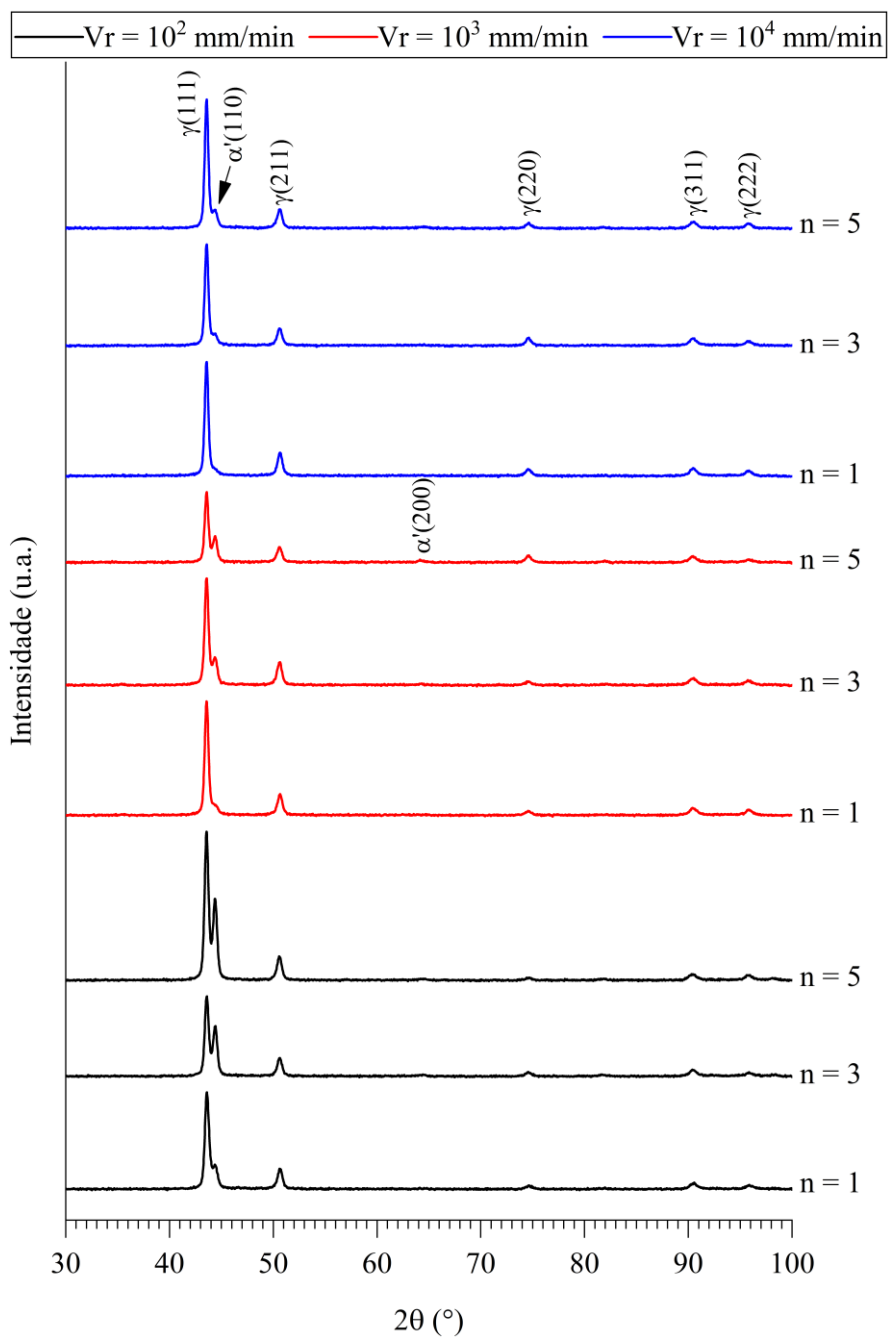


FIGURA D. 1 - Gráficos de XRD para amostras roleteado a 240 bar
FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

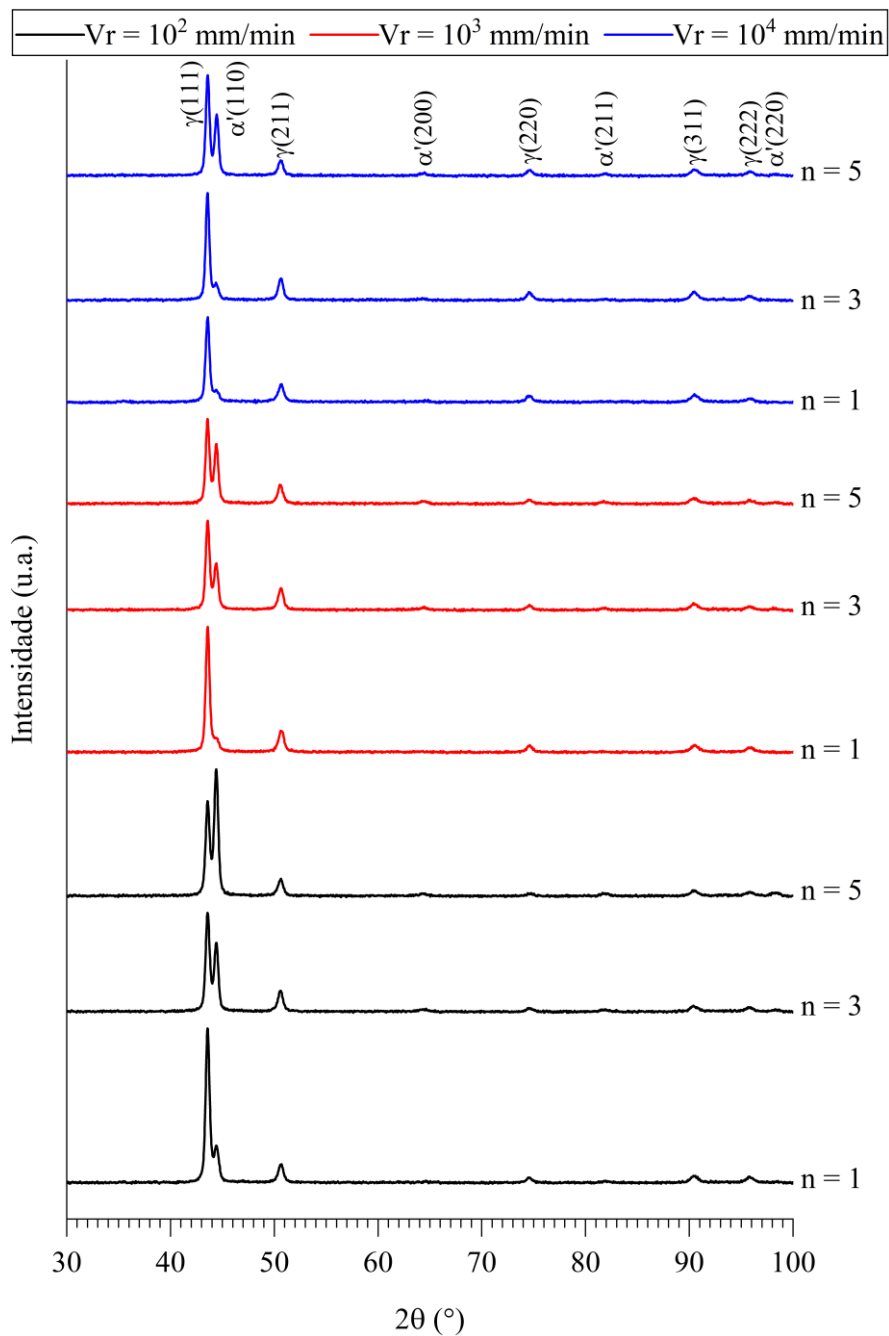


FIGURA D. 2 - Gráficos de XRD para amostras roleteado a 320 bar.
FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

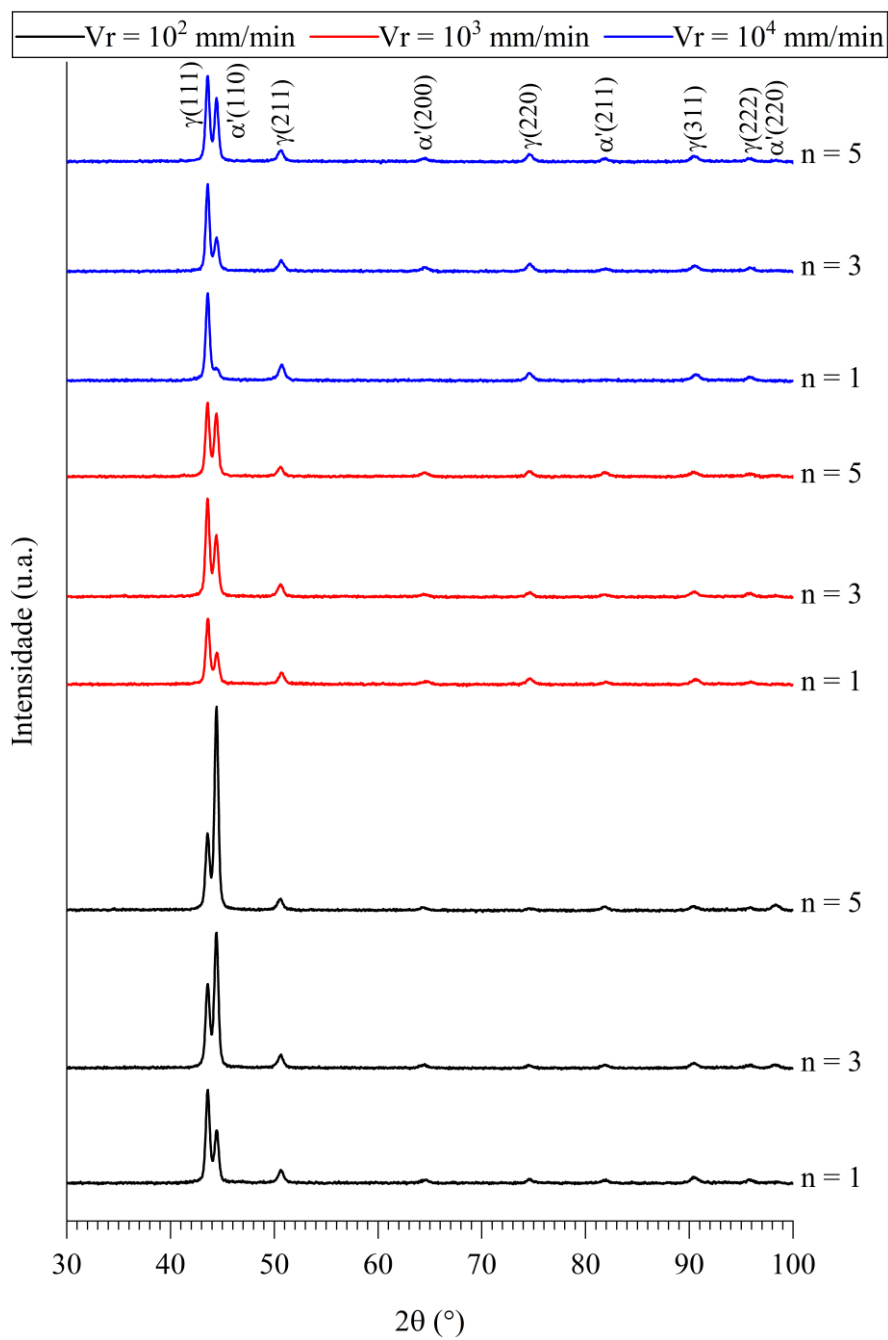


FIGURA D. 3 - Gráficos de XRD para amostras roleteado a 400 bar
FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

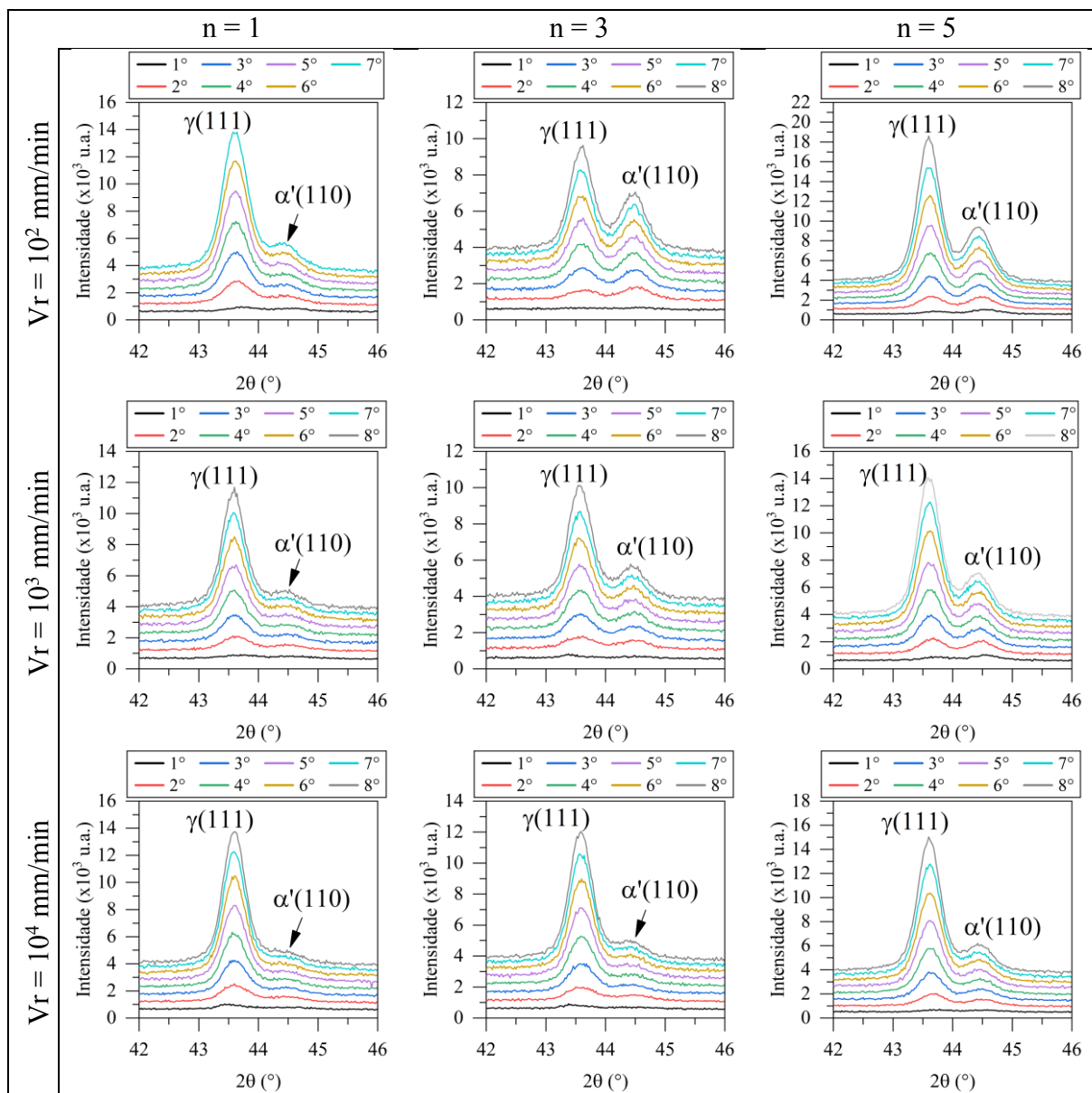


FIGURA D. 4 - Gráficos de GIXRD para amostras roleteado a 240 bar.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

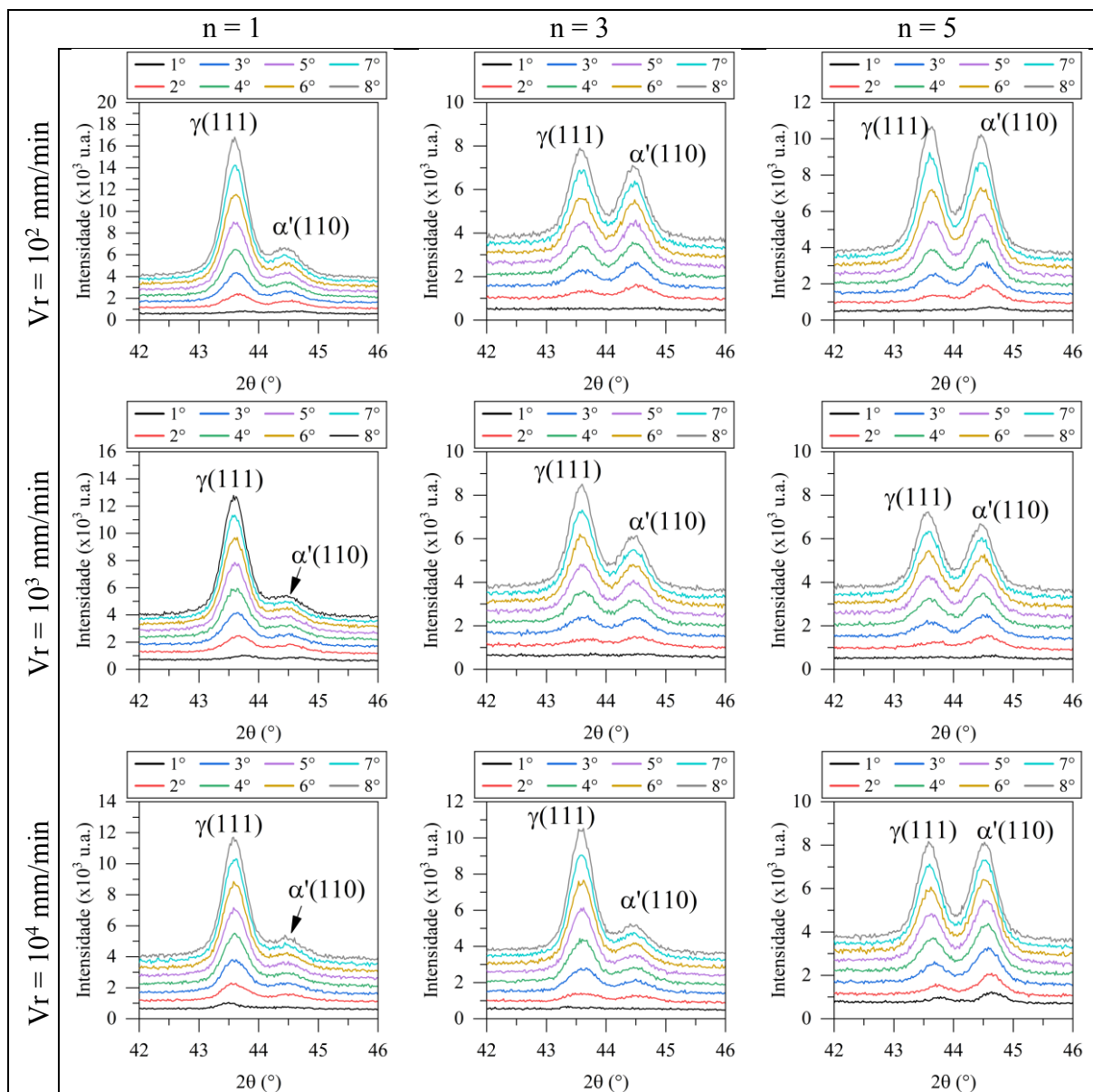


FIGURA D. 5 - Gráficos de GIXRD para amostras roleteado a 320 bar.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

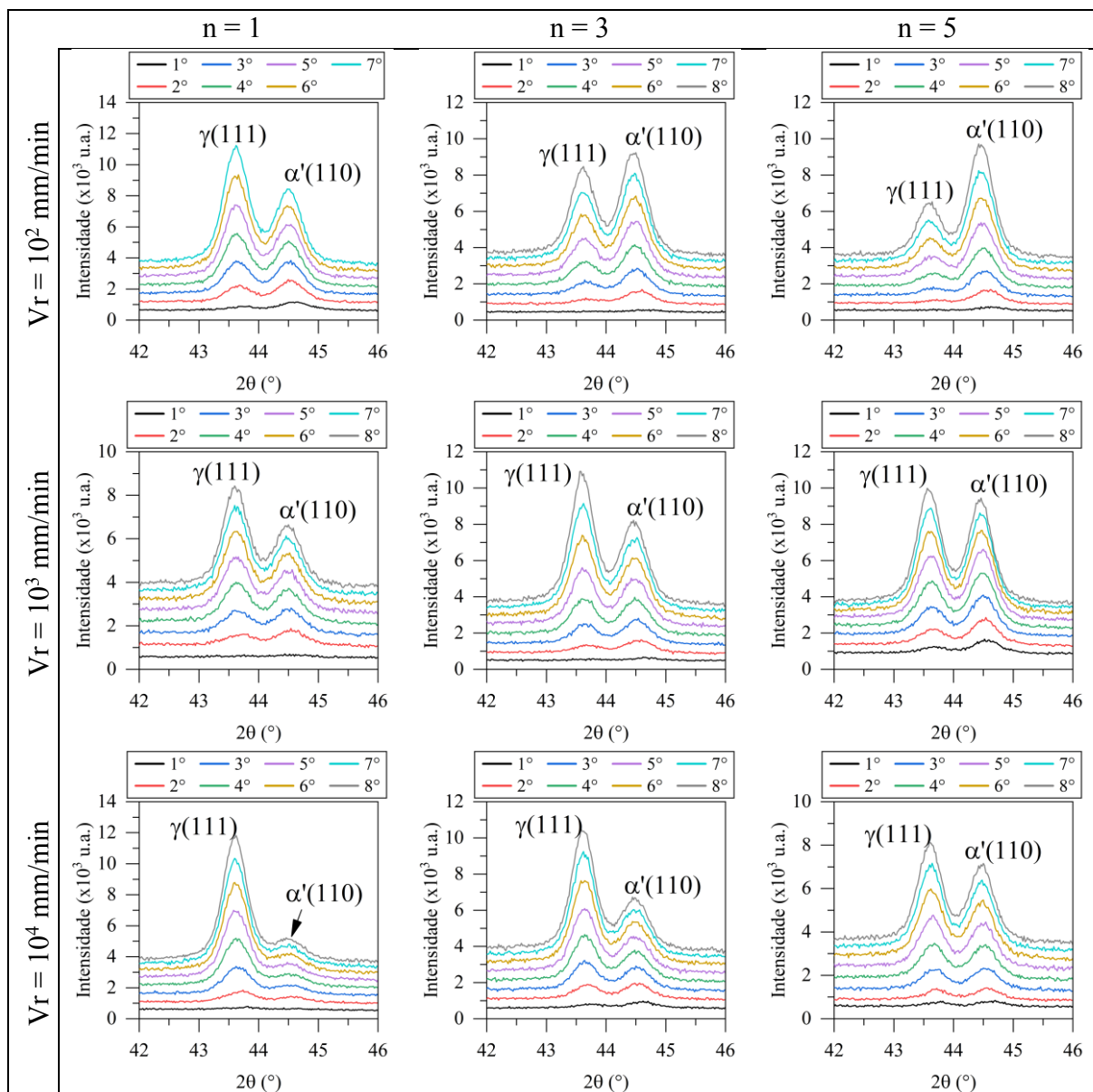


FIGURA D. 6 - Gráficos de GIXRD para amostras roleteado a 400 bar.

FONTE – Elaborada pelo autor, 2022

APÊNDICE E



Laboratório de Ensaios e Análise em Materiais - LAMAT
 Acreditação 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 12695/2022

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 Inox Austenítico ABNT 304 (01) - DIOGO AZEVEDO

Elementos Elements	Concentração Concentration	Unidade Unit
Carbono (C)	0,0310	%
Silício (Si)	0,4217	%
Manganês (Mn)	1,8339	%
Fósforo (P)	0,0351	%
Enxofre (S)	0,0225	%
Cromo (Cr)	18,1507	%
Molibdênio (Mo)	0,6253	%
Níquel (Ni)	8,2724	%
Alumínio (Al Total)	0,0040	%
Cobalto (Co)	0,0953	%
Cobre (Cu)	0,4054	%
Nióbio (Nb)	0,0199	%
Titânio (Ti)	0,0008	%
Vanádio (V)	0,0754	%
Tungstênio (W)	0,0603	%
Chumbo (Pb)	0,0047	%
Estanho (Sn)	0,0142	%
Arsênio (As)	<0,0018	%
Cálcio (Ca)	>0,0015	%
Antimônio (Sb)	<0,0018	%
Selênio (Se)	0,0037	%
Tântalo (Ta)	<0,0144	%
Boro (B)	0,0013	%
Nitrogênio (N)	0,1115	%
Ferro (Fe) Balanço	69,7911	%

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

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 12695/2022

Informações / Informations:

* Temperatura máxima do laboratório: 28°C / Maximum temperature at 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.

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

Equipamentos / Instrumentos / Equipments / Instruments:

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

Incerteza de Medição Measurement Uncertainty	
Elemento / Element	+/- U 95% / Uncertainty
C	0,0012
Si	0,0103
Mn	0,0235
P	0,0030
S	0,0026
Cr	0,2142
Mo	0,0083
Ni	0,1175
Al	0,0003
Co	0,0055
Cu	0,0110
Nb	0,0015
Ti	0,0001
V	0,0044
W	0,0017
Pb	0,0006
Sn	0,0017
As	ND
Ca	ND
Sb	ND
Se	0,0014
Ta	ND
B	0,0003
N	0,0114

A tabela acima relata a maior incerteza calculada para os respectivos elementos 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 95%. / The chart above describe the bigger uncertainty calculated at respective elements 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.

Recepção / Reception 14/11/22

Analista
Analyst

Responsável
Responsible

Realização / Achievement 21/11/22

José Milton Bernardes
Laboratorista - CRQ 02404823

José Milton Bernardes
Laboratorista - CRQ 02404823

Emissão / Emission 21/11/22

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