

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,  
METALÚRGICA E DE MATERIAIS  
PPGE3M**

**FERNANDO MICHELON MARQUES**

**INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE USINAGEM NA INTEGRIDADE  
SUPERFICIAL E PROPRIEDADES DA LIGA DE AÇO INOXIDÁVEL  
AUSTENÍTICO ASTM F138 APLICADO EM PRÓTESES**

Porto Alegre,

2021

FERNANDO MICHELON MARQUES

**INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE USINAGEM NA INTEGRIDADE  
SUPERFICIAL E PROPRIEDADES DA LIGA DE AÇO INOXIDÁVEL  
AUSTENÍTICO ASTM F138 APLICADO EM PRÓTESES**

Tese desenvolvida junto ao Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia

Orientador: Prof. Dr. Eng. Alexandre da Silva Rocha

Porto Alegre

2021

FERNANDO MICHELON MARQUES

**INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE USINAGEM NA INTEGRIDADE  
SUPERFICIAL E PROPRIEDADES DA LIGA DE AÇO INOXIDÁVEL  
AUSTENÍTICO ASTM F138**

Essa tese foi analisada e julgada adequada para obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração em Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final pelo Orientador e Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Dr. Eng. Alexandre da Silva Rocha  
Orientador

Prof. Dr. Eng. Afonso Reguly  
Coordenador PPGE3M

**Banca Examinadora:**

Profa. Dra. Keli Vanessa Salvador Damin, IFSC - SC

Prof. Dr. Mario Wolfart Junior, IFC - SC

Prof. Dr. Saimon Vendrame, IFSC - SC

*Dedico este trabalho*

*Aos meus pais Luiz Carlos e Rosemeri, por nunca terem deixado render-me diante de situações adversas e imensurável carinho e zelo, a minha esposa Daiany e ao meu filho Luis Felipe responsáveis por fazerem o dia seguinte ser mais importante e feliz que o anterior.*

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente a DEUS, magnânimo e onipotente.

Ao Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha, pela parceria durante o transcorrer de todos os trabalhos realizados, e pelo apoio técnico e científico durante a análise de todos os resultados.

Ao Prof. Dr. Luiz Carlos de César Cavalier, pessoa de caráter íntegro e que sempre tornou nossas conversas sobre usinagem algo instrutivo.

Ao amigo de longa data, Rodrigo Cardoso Costa, que apoiou a realização do trabalho sempre com incentivo e comprometimento para conclusão de mais uma etapa da vida.

Ao senhor Eng. Richard Cardoso Costa, pelo apoio na realização de alguns ensaios e aquisição de algumas ferramentas indispensáveis para a conclusão do trabalho.

A Baumer S/A, representada pelo senhor Fabio Fernando Pizzinatto, pelo fornecimento do material de pesquisa e interesse demonstrado.

Ao LACOR, pela disponibilidade da realização dos testes de polarização e voltametria, por intermédio da professora Dra. Jane Zoppas Ferreira.

Ao LABEMM, intermediado pelo Dr. Mario Wolfart Junior, pela realização de imagens e apoio durante a qualificação desta tese.

Aos colegas e amigos do IFSC, Graciela Aparecida Pelegrini, Roberta Cajaseiras, Marco Antônio Vezzani, Giovani Ropelato, Juarês de Melo Vieira, Mateus Simionato e Leandro Chies pelo apoio e auxílio para conclusão desta tese.

Aos colegas de SATC e UFRGS Alexandre Milanez, Ilen Maris Martinelli, Fabio Peruch, Richard Castro e Giovani Rocha Santos pelo apoio nas realizações de alguns ensaios e incentivo.

## SUMÁRIO

|          |  |           |
|----------|--|-----------|
| <b>1</b> | <b>INTRODUÇÃO</b>  | <b>1</b>  |
| <b>2</b> | <b>REVISÃO DA LITERATURA</b>   | <b>4</b>  |
| 2.1      | Aços inoxidáveis   | 4         |
| 2.2      | Aços inoxidáveis ferríticos  | 6         |
| 2.3      | Aços inoxidáveis martensíticos   | 7         |
| 2.4      | Aços inoxidáveis duplex  | 9         |
| 2.5      | Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação                                 | 9         |
| 2.6      | Aços inoxidáveis austeníticos (AIA)  | 10        |
| 2.7      | Aços inoxidáveis austeníticos aisi 316L grau ASTM F138                         | 11        |
| 2.8      | Martensita induzida por deformação TRIP  | 15        |
| 2.9      | Passivação e corrosão em aços inoxidáveis austeníticos                         | 17        |
| 2.10     | Usinabilidade de aços inoxidáveis  | 21        |
| 2.11     | Parâmetros de usinagem   | 24        |
| 2.12     | Integridade superficial  | 27        |
| 2.13     | Relação entre dureza e formação de martensita em aços inoxidáveis austeníticos | 29        |
| <b>3</b> | <b>PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL</b>   | <b>32</b> |
| 3.1      | Metodologia  | 32        |
| 3.2      | ASTM F138 investigado na tese  | 33        |
| 3.3      | Microscopia óptica   | 34        |
| 3.4      | Ensaio de tração   | 35        |
| 3.5      | Procedimentos e parâmetros de usinagem   | 36        |
| 3.6      | Medição de rugosidade  | 39        |
| 3.7      | Análise de microdureza Vickers   | 40        |
| 3.8      | Testes de polarização e voltametria  | 40        |
| 3.9      | Microscopia eletrônica de varredura (MEV)                                      | 42        |
| 3.10     | Análise de fases por difração de raios-X (DRX)                                 | 42        |
| <b>4</b> | <b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>  | <b>43</b> |
| 4.1      | Aspecto visual da superfície após os ensaios de usinagem                       | 43        |
| 4.2      | Rugosidades superficiais   | 45        |
| 4.3      | Análise de microdureza Vickers   | 48        |
| 4.4      | Análise microestrutural  | 52        |
| 4.5      | Ensaio de voltametria cíclica  | 56        |
| 4.6      | Ensaio de polarização  | 61        |
| 4.7      | Resultados do MEV após usinagem e testes de polarização potenciodinâmica       | 65        |
| 4.8      | Resultados de DRX para superfície usinada                                      | 70        |
| <b>5</b> | <b>CONCLUSÕES</b>  | <b>72</b> |
| <b>6</b> | <b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>  | <b>74</b> |
| <b>7</b> | <b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>  | <b>75</b> |

## LISTA DE FIGURAS

|  |    |
|--|----|
| Figura 1 Diferentes tipos de aços inoxidáveis a partir do AISI 304 .....   | 6  |
| Figura 2 Deslocamento "militar" durante transformação austenita/ martensita ....   | 16 |
| Figura 3 Representação dos principais tipos de pites .....   | 18 |
| Figura 4 Imagem representativa da criação de um pite por corrosão .....  | 19 |
| Figura 5 Desenho esquemático mostrando a região empobrecida em cromo .....   | 20 |
| Figura 6 Representação dos parâmetros de usinagem e forças atuantes no corte .....   | 24 |
| Figura 7 Influência da profundidade (a) e do avanço (b) na força de usinagem ..  | 26 |
| Figura 8 Fluxograma da tese.....   | 33 |
| Figura 9 Microestrutura do aço ASTM F138 (200X).....   | 35 |
| Figura 10 Representação do polimento .....   | 37 |
| Figura 11 Corpos de prova após processo de usinagem .....  | 38 |
| Figura 12 a) Inserto montado no suporte para os ensaios de usinagem e b) representação do ângulo de folga da ferramenta.....                         | 39 |
| Figura 13 Modelo de realização das indentações .....   | 40 |
| Figura 14 Célula para medições de voltametria cíclica e polarização.....   | 41 |
| Figura 15 Imagens dos corpos de prova usinados onde: (a) $f_{n0,1a_p0,5}$ , (b) $f_{n0,1a_p3,0}$ , (c) $f_{n0,3a_p0,5}$ , (d) $f_{n0,3a_p3,0}$ ..... | 43 |
| Figura 16 Corpos de prova após realização do ensaio $f_{n0,1a_p0,5}P$ : (a) antes do polimento e (b) após polimento .....                            | 44 |
| Figura 17 Corpos de prova após realização do ensaio $f_{n0,1a_p3,0}P$ : (a) antes do polimento e (b) após polimento .....                            | 44 |
| Figura 18 Corpos de prova após realização do ensaio $f_{n0,3a_p0,5}P$ : (a) antes do polimento e (b) após polimento. ....                            | 45 |
| Figura 19 Corpos de prova após realização do ensaio $f_{n0,3a_p3,0}P$ : (a) antes do polimento e (b) após polimento .....                            | 45 |
| Figura 20 Valores de rugosidade pelo parâmetro $R_a$ .....   | 46 |
| Figura 21 Valores de rugosidade pelo parâmetro $R_z$ .....   | 47 |
| Figura 22 Valores de rugosidade pelo parâmetro $R_t$ .....   | 47 |
| Figura 23 Perfil de microdureza das condições $f_{n0,1a_p0,5}$ e $f_{n0,1a_p0,5}P$ .....   | 48 |
| Figura 24 Perfil de microdureza das condições $f_{n0,1a_p3,0}$ e $f_{n0,1a_p3,0}P$ .....   | 49 |

|   |    |
|---|----|
| Figura 25 Perfil de microdureza das condições $fn_{0,3ap0,5}$ e $fn_{0,3ap0,5P}$ .....  | 49 |
| Figura 26 Perfil de microdureza das condições $fn_{0,3ap3,0}$ e $fn_{0,3ap3,0P}$ .....  | 50 |
| Figura 27 Imagens das estruturas nas condições $fn_{0,1ap0,5}$ (a) e (b), $fn_{0,1ap0,5P}$ (c) e (d), respectivamente com aumento de 200X e 400 X ..... | 53 |
| Figura 28 Imagens das estruturas nas condições $fn_{0,1ap3,0}$ (a) e (b), $fn_{0,1ap3,0P}$ (c) e (d), respectivamente com 100X e 200 X .....            | 54 |
| Figura 29 Imagens das estruturas nas condições $fn_{0,3ap0,5}$ (a) e (b), $fn_{0,3ap0,5P}$ (c) e (d), respectivamente com 100X e 200 X .....            | 55 |
| Figura 30 Imagens das estruturas nas condições $fn_{0,3ap3,0}$ (a) e (b), $fn_{0,3ap3,0P}$ (c) e (d), respectivamente com 100X e 200 X .....            | 56 |
| Figura 31 Voltametria das condições $fn_{0,1ap0,5}$ e $fn_{0,1ap0,5P}$ .....  | 57 |
| Figura 32 Voltametria das condições $fn_{0,1ap3,0}$ e $fn_{0,1ap3,0P}$ .....  | 58 |
| Figura 33 Voltametria das condições $fn_{0,3ap0,5}$ e $fn_{0,3ap0,5P}$ .....  | 59 |
| Figura 34 Voltametria das condições $fn_{0,3ap3,0}$ e $fn_{0,3ap3,0P}$ .....  | 60 |
| Figura 35 Curvas de Polarização das condições $fn_{0,1ap0,5}$ e $fn_{0,1ap0,5P}$ .....  | 61 |
| Figura 36 Curvas de Polarização das Condições $fn_{0,1ap3,0}$ e $fn_{0,1ap3,0P}$ .....  | 62 |
| Figura 37 Curvas de Polarização das condições $fn_{0,3ap0,5}$ e $fn_{0,3ap0,5P}$ .....  | 63 |
| Figura 38 Curvas de Polarização das condições $fn_{0,3ap3,0}$ e $fn_{0,3ap3,0P}$ .....  | 64 |
| Figura 39 Amostra da condição $fn_{0,1ap0,5}$ com aumento de 100X e 1000X .....   | 65 |
| Figura 40 Amostra da condição $fn_{0,1ap0,5P}$ com aumento de 100X e 1000X ....   | 66 |
| Figura 41 Amostra da condição $fn_{0,1ap3,0}$ com aumento de 100X e 1000X .....   | 66 |
| Figura 42 Amostra da condição $fn_{0,1ap3,0P}$ com aumento de 100X e 1000X ....   | 67 |
| Figura 43 Amostra da condição $fn_{0,3ap0,5}$ com aumento de 100X e 1000X .....   | 68 |
| Figura 44 Amostra da condição $fn_{0,3ap0,5P}$ com aumento de 100X e 1000X ....   | 68 |
| Figura 45 Amostra da condição $fn_{0,3ap3,0}$ com aumento de 100X e 1000X .....   | 69 |
| Figura 46 Amostra da condição $fn_{0,3ap0,5P}$ com aumento de 100X e 1000X ....   | 69 |
| Figura 47 Difratograma de raios-X das amostras usinadas e usinadas/ polidas..   | 71 |

## LISTA DE TABELAS

|   |    |
|---|----|
| Tabela 1 Tabela dos elementos de liga (%), entre os aços 316L e F138..... | 12 |
| Tabela 2 Composição química do aço ASTM F138 .....                        | 34 |
| Tabela 3 Ensaio de tração e comparativos com a norma ASTM F138 .....      | 36 |
| Tabela 4 Condições de corte e denominação dos testes.....                 | 37 |

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

|            |  |
|------------|--|
| ABNT       | Associação Brasileira de Normas Técnicas                         |
| AIA        | Aços Inoxidáveis Austeníticos                                    |
| AISI       | <i>American Iron and Steel Institute</i>                         |
| ASTM       | <i>American Society for Testing and Materials</i>                |
| ASM        | <i>American Society for Metals</i>                               |
| CFC        | Estrutura Cúbica de Face Centrada                                |
| CCC        | Estrutura Cúbica de Corpo Centrado                               |
| DIN        | <i>Deustschland Institut Normalzustand</i>                       |
| EFE        | Energia de Falha de Empilhamento                                 |
| HC         | Estrutura Hexagonal Compacta                                     |
| HV         | <i>Hard Vickers</i>  |
| MEV        | Microscopia Eletrônica de Varredura                              |
| NBR        | Norma Brasileira Regulamentadora                                 |
| PH         | <i>Precipitation Hardenable</i>                                  |
| PRE        | <i>Pitting Resistance Equivalent</i>                             |
| SAE        | <i>Society of Automotive Engineers</i>                           |
| SUS        | Sistema Unico de Saúde   |
| TCC        | Tetragonal de Corpo Centrado                                     |
| TRIP       | <i>Transformation Induced Plasticity</i>                         |
|            |  |
| $a_p$      | profundidade de corte  |
| Fa         | Força de avanço  |
| Fc         | Força de corte   |
| $f_n$      | avanço de ferramenta   |
| Fp         | Força passiva  |
| l          | largura  |
| n          | rotação  |
| pH         | potencial de Hidrogênio.   |
| $R_a$      | Desvio médio aritmético  |
| $R_t$      | Altura máxima entre pico mais alto e o vale mais profundo        |
| $R_z$      | Rugosidade média   |
| $v_c$      | velocidade de corte  |
| $VB_{max}$ | Desgaste de flanco máximo  |
| $\alpha'$  | fase martensítica originada da austenita por deformação plástica |
| $\alpha$   | martensita   |
| $\gamma$   | austenita  |
| $\theta$   | metade do ângulo de incidência de raios-X                        |

## RESUMO

Em aplicações biomédicas, a integridade superficial de implantes pode ser fundamental para seu bom desempenho quando em contato com tecidos e fluidos corpóreos. Estudou-se a influência da etapa de usinagem na fabricação de implantes em aço inoxidável austenítico ASTM F138 no acabamento e características de corrosão. Foram realizados ensaios de usinagem pelo processo de torneamento em barras redondas de aço inoxidável austenítico ASTM F138, com diferentes parâmetros de avanço de ferramenta e profundidade de corte. Metade das barras foram submetidas posteriormente a processo robotizado padrão industrial de polimento. Microscopia óptica e eletrônica de varredura, bem como análise da composição química foram utilizadas na caracterização inicial do material. Avaliação macroscópica e rugosimetria foi realizada para verificar a influência da usinagem e do polimento no acabamento superficial. Medições de microdureza Vickers e metalografia óptica da região subsuperficial, a fim de avaliar a deformação e consequentes gradientes de dureza. Ensaios de polarização potenciodinâmica e voltametria cíclica para verificar a resistência à formação de pites e restabelecimento da formação do filme passivador. Difração de raios-X foi realizada para verificar a formação de martensita na região subsuperficial. A influência das diferentes condições de fabricação foram discutidas, também com base em observações práticas do processo. No torneamento, a utilização de menores avanços e profundidades de corte gerou os melhores resultados, tanto no acabamento, quanto nas características corrosivas. Duas condições similares de rugosidade podem ser conseguidas com diferentes parâmetros de torneamento após polimento, porém as propriedades subsuperficiais impactam significativamente o comportamento em corrosão. Concluiu-se que há necessidade de um cuidado especial com relação a escolha dos parâmetros de usinagem, mesmo com posterior polimento, a fim de garantir um comportamento aceitável de produtos biomédicos em aços inoxidável austenítico.

Palavras-chave: Aços Inoxidáveis, Passivação, Parâmetros de Usinagem, Implantes, Integridade Superficial.

## ABSTRACT

In biomedical applications, the surface integrity of implants can be critical for their good performance when in contact with tissues and body fluids. The influence of the machining step in the fabrication of ASTM F138 austenitic stainless steel implants on the finish and corrosion characteristics was studied. Machining tests were carried out by the turning process on ASTM F138 austenitic stainless steel round bars, with different parameters of tool feed and depth of cut. Half of the bars were subsequently subjected to a standard industrial robotic polishing process. Optical and scanning electron microscopy, as well as chemical composition analysis were used in the initial characterization of the material. Macroscopic evaluation and roughness was performed to verify the influence of machining and polishing on the surface finish. Vickers microhardness measurements and optical metallography of the subsurface region, in order to evaluate the deformation and consequent hardness gradients. Potentiodynamic polarization and cyclic voltammetry tests to verify resistance to pitting and restoration of passivation film formation. X-ray diffraction was performed to verify the formation of martensite in the subsurface region. The influence of different manufacturing conditions was discussed, also based on practical observations of the process. In machining turning, the use of smaller feeds and depths of cut generated the best results, both in the finish and in the corrosive characteristics. Two similar roughness conditions can be achieved with different turning parameters after polishing, but the subsurface properties significantly impact corrosion behavior. It was concluded that there is a need for special care regarding the choice of machining parameters, even with subsequent polishing, in order to guarantee an acceptable behavior of biomedical products in austenitic stainless steels.

Keywords: Stainless Steels, Passivation, Machining Parameters, Implants, Surface Integrity.

## 1 INTRODUÇÃO

Avanços na área metalúrgica estão sendo desenvolvidos constantemente para melhorias das propriedades específicas de cada material em cada aplicação nas mais diversas áreas. A utilização de aços inoxidáveis austeníticos é difundida mundialmente na área biomédica para o desenvolvimento de próteses e instrumentos cirúrgicos. Na área aeroespacial podem ser mencionados e aplicados em mecanismos que estão sujeitos a solicitações mecânicas em baixas temperaturas e sem alteração de suas propriedades, como em equipamentos aeroespaciais, *off shore*, turbinas e na área naval em que podem ser mencionadas as qualidades referentes à resistência à corrosão desses materiais em meios salinos.

Os aços inoxidáveis austeníticos, são considerados materiais com baixa condutibilidade térmica quando comparados a outros metais. Dessa forma são suscetíveis à mudança de morfologia pela ação térmica durante o processo de usinagem e pela tensão de cisalhamento originada do contato entre a ferramenta e a peça. Justificada pela retenção de calor, oriunda do processo de escorregamento de grãos durante o cisalhamento.

A redução da temperatura durante o processo de corte com aplicação de revestimentos, somada à utilização de fluidos lubrificantes, atenua a mudança de morfologia do aço inoxidável 316L (F138), que possui característica paramagnética e alta resistência à corrosão originada de fatores externos. Entretanto estes meios lubrificantes também podem contaminar a região e periféricos da superfície a qual foi sujeita ao processo de usinagem, necessitando de processos posteriores de limpeza.

O processo de transformação de austenita para martensita também ocorre pela deformação plástica durante o processo de usinagem, característica intrínseca dos aços inoxidáveis com alta taxa de encruamento, e os esforços empregados superam o limite de resistência do material, gerando microtrincas na superfície que posteriormente formam os cavacos.

A motivação deste trabalho ocorre por meio de informações obtidas em literaturas na área biomédica e no Ministério da Saúde, por meio do Guia para Prescrição, Concessão, Adaptação e Manutenção de Órteses, Próteses e Meios Auxiliares de Locomoção de 2019, as quais indicam que o Sistema Único de Saúde

(SUS) aprova a liberação de investimento priorizado para colocação de próteses em aço inoxidável nos pacientes que recorrem a esse sistema subsidiado pelo Governo Federal .

Outra alternativa para materiais de fabricação de próteses é a utilização do Titânio. Entretanto, o custo deste material é relativamente alto, em comparação aos de aço inoxidável. Sendo assim, não são liberadas para colocação em pacientes quando a expectativa de vida não ultrapassa o tempo de durabilidade das próteses de aços inoxidáveis, sendo assim então liberado a colocação de próteses de titânio.

A vida útil de uma prótese de aço inoxidável é de aproximadamente quinze anos, enquanto que as produzidas com titânio ultrapassam, em muito, a estimativa dos aços inoxidáveis, tornando essas próteses substituíveis ao longo do tempo ou sendo implantáveis em pacientes com idade elevada e que superem a expectativa média de vida dos brasileiros antes da vida útil dos implantes.

Quando diagnosticadas falhas em próteses de aço inoxidável implantadas, geralmente são de caráter catastrófico por fratura ou por corrosão prematura detectada por inflamações no entorno das regiões da prótese (necrose). As falhas podem ser originadas por uso de materiais de qualidade questionável, que não atendem às normas em vigência no Brasil referentes à utilização de materiais para prótese de aço inoxidável ou por processos de manufatura que modificam as propriedades dos materiais que, até então, correspondiam às exigências nacionais, tornando-os de qualidade próxima aos valores mínimos de aceitação dos órgãos avaliadores.

Entender o comportamento do aço inoxidável ASTM F138 após o processo de usinagem e a mudança de características na sua superfície tem por objetivo a diminuição de processos posteriores de produção, reduzindo custo de produção e aumentando a vida das próteses. Para proporcionar uma maior confiabilidade aos beneficiados com a inserção desses componentes.

O objetivo principal desta pesquisa concentra-se em gerar conhecimento que possa contribuir para o aumento da vida das próteses em aços inoxidáveis austeníticos sob a perspectiva da fabricação. A partir da otimização dos parâmetros de corte, buscou-se a melhor integridade superficial do produto considerando a rugosidade superficial, a resistência à corrosão e o potencial de passivação do material utilizado, bem como a espessura de camada deformada pelo processo de usinagem. Para o êxito do trabalho, foram determinadas algumas metas como:

- Avaliar o comportamento dos aços inoxidáveis austeníticos durante processos de usinagem mediante a variação dos parâmetros de corte;
- Estimar a relação entre a variação de parâmetros de corte com a rugosidade superficial das peças submetidas à usinagem;
- Conhecer o mecanismo de corrosão existente em meios fisiológicos durante a vida desses materiais;
- Correlacionar as variações morfológicas com a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos e quanto ao potencial de repassivação;
- Compreender a relação entre a dureza superficial e a mudança de microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos.

De maneira a atender todos os objetivos, foram realizados ensaios para caracterização dos aços inoxidáveis ASTM F138 através de espectrômetro de emissão ótica, microscopia ótica e por meio de ensaios de microdureza Vickers (HV). Para a medição do efeito da usinagem na superfície do material ASTM F138, foram realizados testes de corrosão em superfície usinada sob várias condições de profundidade de corte e avanço, incluindo a influência da rugosidade superficial no processo de corrosão do aço mencionados como objeto de estudo.

Os valores de parâmetros de corte foram adquiridos mediante consulta com fabricante de insertos de usinagem conceituados no setor metalmeccânico, além de pré-testes realizados.

Os resultados apontam para redução da resistência à corrosão em amostras que foram submetidas às condições de corte mais severas, resultando em formações de pontos de corrosão mais incidentes, além de diminuir a formação de filmes passivadores, sendo considerados indícios de mudança microestrutural do material usinado. Entretanto a maior dureza da superfície usinada com parâmetros de usinagem mais severos, pôde ser considerado um ponto positivo, quando submetidas a solicitações mecânicas. Já as superfícies com parâmetros de usinagem menos severos demonstraram superfícies com menor diferença entre picos e vales, propiciando, dessa forma, menores pontos de formação de pites de corrosão.

## **2 REVISÃO DA LITERATURA**

Na revisão da literatura, são abordados assuntos pertinentes ao desenvolvimento do trabalho que envolvem a usinabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos enfatizando o tipo ASTM F138 incluindo, ainda, temas referentes aos ensaios que foram aplicados durante o transcorrer do trabalho. A prioridade de ordenação dos conteúdos está proporcional abrangência dos temas, uma vez que se procura correlacionar um tema ao outro envolvendo, assim, todo trabalho realizado.

### **2.1 Aços inoxidáveis**

A aplicação dos aços inoxidáveis mostra-se bastante variada, pois são usados em materiais de construção, indústria mecânica, indústria química, petroquímica, aeronáutica, indústria de vidro, nas destilarias de álcool etc. Sua vasta aplicação é motivada pela sua resistência à corrosão, biocompatibilidade, resistência a temperaturas altas e baixas, ductilidade e aparência (COSTA, 2012) (DALVI, 2014) (BHATTACHARJEE, et al., 2017).

Segundo Gravalos (2008) o surgimento dos aços inoxidáveis é considerado mérito do inglês Harry Brearly, em meados de 1912. Ao tentar desenvolver um aço com maior resistência ao desgaste, com adição de 12,8% de cromo e 0,24% de carbono, constatou que seus ataques químicos com ácido nítrico para posterior microscopia não surtiam efeito “não manchavam” logo atribuiu o nome a esses aços de aços sem manchas “Stainless Steel”, entretanto Marques (2010) afirma que na mesma época Alemanha, França e Estados Unidos também desenvolviam pesquisas similares para obtenção dos aços inoxidáveis, porém foi a partir de 1920 que estes aços se tornaram comerciais.

De acordo com Rivas (2010) e Abia (2012) os aços inoxidáveis são ligas de Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni e para serem considerados como tal necessitam ter uma composição com pelo menos 10,5% de cromo em peso. A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis depende, basicamente, da composição química e da microestrutura.

Discorrem Júnior (2002) e Pinto (2006) que o teor de carbono para os aços inoxidáveis pode variar de 0,015 a 1,2 % em peso. O cromo é o elemento responsável pela sua resistência à corrosão. Isso pode variar dependendo da

aplicação do material, bem como a adição de elementos de liga como o níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio e selênio que promovem algumas características adicionais ao aço, suprimindo desta forma sua necessidade da aplicação desejada.

Conforme Barbosa (2014) elementos indesejáveis, presentes como impurezas, podem ser citados como o oxigênio, fósforo e enxofre diminuem as propriedades mecânicas do aço inoxidável. Entretanto o enxofre passou a ser bastante empregado com fins de melhorar a usinabilidade, citado como exemplo o aço inoxidável AISI 301.

A formação de uma fina camada de óxido de cromo  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  em sua superfície confere a esses materiais uma resistência à corrosão elevada, em especial, à corrosão atmosférica. Esses aços são empregados onde há exigência de resistência em certos meios agressivos (cloretos e sulfetos) sem comprometer a sua superfície, mantendo ainda as suas propriedades estruturais (MORAES, 2006) (OLIVEIRA, 2009) (MITU, 2013).

Vale a pena notar que, se o filme for danificado ou removido, por várias razões, ele restaura rapidamente em contato com oxigênio ou com outra substância oxidada (MITU, 2013) (LABIAPARI, et al., 2017).

A figura 1 apresenta os principais tipos de aços inoxidáveis obtidos a partir do tipo 304, classificados quanto a composição química e suas propriedades.

Segundo o ASM Metals (2013) os aços inoxidáveis são divididos em 5 grupos: austeníticos, martensíticos, ferríticos, duplex e os endurecíveis por precipitação, sendo esta última obtida a partir do tratamento térmico de envelhecimento. Enquanto Barbosa (2014) afirma que a definição de cada tipo de aço é dada pela sua microestrutura em temperatura ambiente, após a realização de trabalho a quente, desta forma ocorrendo o balanço de seus elementos para estabilizar a austenita ou a ferrita.



Destaca ainda Rachadel (2013) que o refino de grãos para estes aços somente pode ser obtido mediante trabalho mecânico seguido de tratamento de recozimento para recristalização.

Os aços inoxidáveis ferríticos são de baixo custo, mas tem limitada resistência à corrosão, quando comparada com os austeníticos mais comuns. Da mesma forma, são limitados na tenacidade, conformabilidade e soldabilidade em comparação aos austeníticos (MORELO, 2014) (LABIAPARI, et al., 2017).

Segundo Signorelli (2015) o aço inoxidável ferrítico tornou-se mais conhecido pelo aumento do custo do níquel, pois este aço não possui em sua composição. Desta forma se torna mais estável quanto a resistência a corrosão que os outros tipos de aços inoxidáveis.

Segundo Luo, et al. (2018) em seu trabalho, afirma que basicamente, suas principais vantagens são resistência à corrosão sob tensão em ambiente contendo cloretos, resistência a corrosão atmosférica e oxidação a um custo relativamente baixo. Como exemplo, a aplicação em sistemas de exaustão automotiva pode ser justificada pela sua baixa expansão térmica também.

Terada (2008) menciona que existe essencialmente três gerações de aços inoxidáveis ferríticos, onde a primeira geração é identificada pelo tipo AISI 430, caracterizado pelo teor de carbono, em torno de 0,12 % e 17 % de cromo, todos em peso. A segunda geração possui o teor de carbono médio entre as gerações, 0,04% C e 11% de Cr, identificado pelo tipo AISI 409 que possui ainda titânio que impede a liberação de carbono e nitrogênio, restando apenas o cromo livre. A terceira geração pode ser representada pelo tipo AISI 444, com teores de carbono e nitrogênio de 0,02% além de elementos estabilizadores e molibdênio, aumentando desta forma sua resistência à corrosão, afirmado por Gonzalez (2004) e Pinto (2006).

### **2.3 Aços inoxidáveis martensíticos**

Segundo ASM (1993), os aços inoxidáveis martensíticos são uma liga de Fe-Cr, onde os teores de cromo variam de 10,5 a 18 % em peso, enquanto o percentual de carbono não excede 1,2%. E complementa Lischka (2013) enfatizando que entre as cinco famílias de aços inoxidáveis, os martensíticos é a única susceptível à aumentos de resistência mecânica e dureza por tratamentos térmicos. Enquanto Barbosa (2013) e Maldonado, et al. (2009) corroboram afirmando que no estado

recozido apresentam uma estrutura ferrítica e após tratamento térmico com posterior resfriamento adquirem a característica tetragonal de corpo centrado TCC, seu uso em geral é no estado temperado e revenido, desta forma aumentando sua resistência mecânica.

Lemos (2015) destaca que de modo geral, grande parte dos aços inoxidáveis martensíticos apresentam a mínima resistência à corrosão necessária para o emprego do material, priorizando suas propriedades mecânicas. Porém, como em todos os tipos de aços inoxidáveis, as adições de molibdênio e níquel auxiliam no aumento da resistência à corrosão. Entretanto Rachadel (2013) enfatiza que desta forma, a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis martensíticos é inferior à dos outros aços inoxidáveis, devido ao teor relativamente baixo de cromo e elevado teor de carbono. Estas ligas são geralmente selecionadas para aplicações onde há a necessidade de maior resistência mecânica aliada a uma boa resistência à corrosão.

Quanto aos tipos de aços inoxidáveis martensíticos, em sua publicação, Ishida (2009) subdivide este tipo de aço inoxidável em quatro grupos, dependendo do seu percentual de carbono e cromo:

O grupo I é representado pelos aços com teores de carbono inferior a 0,15% e cromo entre 12 e 14%;

O grupo II possui teores de carbono entre 0,2 e 0,4% e cromo entre 13 a 15% e são utilizados em cutelaria, assim como o grupo I;

O grupo III possui carbono entre 0,6 e 1,2% e cromo entre 14 e 15%, são utilizados onde a dureza é mais importante que a ductilidade;

O grupo IV é o que contém menores teores de carbono, abaixo de 0,1%, porém possuem de 16 a 20 % de cromo além de 2 a 4% de níquel. Onde o níquel é adicionado para manter boa dureza e propriedades mecânicas.

Todavia Guilherme (2011) cita os aços classificados como inoxidáveis supermartensíticos que possuem em sua composição teores de carbono inferiores a 0,04%, além das adições de níquel, 4%, e molibdênio com 1%, com características de soldabilidade superiores aos martensíticos convencionais.

Quanto a aplicabilidade Lemos (2015) ainda enfatiza a utilização deste tipo de aços inoxidáveis martensíticos em pás de turbinas a vapor, cutelaria, tubulações, instrumentos cirúrgicos, engrenagens e eixos.

## 2.4 Aços inoxidáveis duplex

Em sua publicação Silverstein, et al. (2017) define que este tipo de aço inoxidável é composto de uma estrutura bifásica, de matriz ferrítica (CCC ) com ilhas de austenita (CFC ), onde estas fases possuem frações volumétricas iguais no estado recozido. O balanço das fases é alcançado pela adição de elementos de liga como o N, W, Mo, Cu e Si, que também aumentam a resistência mecânica e a resistência à corrosão. Complementam Guilherme (2011) e Oliveira (2013) com a definição de ser uma liga de Fe-Cr-Ni onde os teores de cromo, 18 a 28%, são superiores aos aços inoxidáveis austeníticos enquanto os teores de níquel, 3,5 a 8%, são inferiores.

Os aços inoxidáveis duplex são endurecíveis por tratamento térmico, e possuem maior dureza que os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos no estado recozido. Por possuírem matriz ferrítica são ferromagnéticos (AGUIAR, 2012) (MALDONADO, et al., 2009).

A principal característica desses aços é a combinação favorável entre propriedades mecânicas e de corrosão (pites e frestas). São bastante utilizados nas indústrias de gás, petróleo, petroquímica, polpa e papel, principalmente na presença de meios aquosos contendo cloretos (SABARÁ, 2013) (IACOVIELLO, et al., 2017).

## 2.5 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, doravante denominados PH (*Precipitation Hardenable*), de acordo com Lischka (2013), são ligas de Fe-Cr-Ni-Mo e adição de elementos de liga que conferem propriedades mecânicas e resistência à corrosão. São aços que no estado recozido apresentam estrutura austenítica e martensítica. Corroborando com a definição supracitada, Morelo (2014) afirma que são ferromagnéticos e caracterizados pelo endurecimento por precipitação de elementos intermetálicos como o alumínio, titânio, cobre, nióbio e molibdênio, onde este processo é denominado como envelhecimento, comumente utilizado em alumínio e suas ligas.

Destacando de maneira positiva, Medeiros (2015) afirma que os aços PH possuem dureza e resistência mecânica mais elevada quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e duplex. O tipo 17-4 PH pode ser considerado de destaque por sua elevada resistência mecânica. São considerados

aços de boa ductilidade e tenacidade, dependendo do tratamento térmico e sua resistência à corrosão é similar aos aços inoxidáveis austeníticos mais simples, como o AISI 304, complementa Aguiar (2012).

De acordo com Casteletti, et al. (2010) os aços PH são divididos em três classes conforme sua estrutura predominante: austenítica, semiaustenítica e martensítica. Porém Rachadel (2013), justifica o baixo uso deste tipo de aço, em relação aos demais mencionados, devido ao custo, derivados do processamento. Fato este que restringe a aplicação destes aços a aplicações onde aços de alta resistência não oferecem de forma simultânea resistência à corrosão.

## **2.6 Aços inoxidáveis austeníticos (AIA)**

De acordo com Carbó (2008) os aços inoxidáveis austeníticos são os maiores em termos de número de ligas e de utilização. Como os ferríticos, os austeníticos não podem ser endurecidos por tratamento térmico quando têm o teor de carbono restrito, mas as adições principalmente de níquel, mudam a estrutura em temperatura ambiente, para arranjo atômico cúbico de face centrada (CFC), que é também paramagnético (ou seja, tem uma baixa permeabilidade magnética).

Rachadel (2013) destaca que a faixa de composição padrão de cromo é 16 a 25%, a de níquel é de 8 a 20%, com adição de outros elementos de liga para melhorar determinadas propriedades. O AISI 304 é a base desta série de liga que representa o grau austenítico mais utilizado.

Em termos de classificação, Lischka (2013) enfatiza que esses aços são designados pelas séries 300 e 200, segundo a *American Iron and Steel Institute* (AISI). Na série 300 são incluídas as ligas Fe-Cr-Ni, e na série 200, as ligas contendo de 4% a 15,5% de manganês e até 0,60% de nitrogênio.

Moraes (2006) e Ramos (2009) discorrem em suas publicações que os aços inoxidáveis austeníticos são utilizados em aplicações com temperatura ambiente, em altas temperaturas (até 1150° C) e em baixíssimas temperaturas (condições criogênicas), representando uma série de alternativas que dificilmente são conseguidas com outros materiais.

Ainda, Carbó (2008) enfatiza que a estrutura austenítica (como outros metais de cristalização CFC) não apresenta temperatura de transição dúctil-frágil, sendo assim, teoricamente imune às fraturas frágeis. Desta forma, admitem-se temperaturas mínimas de trabalho para os aços inoxidáveis AISI 304, próximas a

-255 °C e para os aços inoxidáveis AISI 304L e 316L (baixos teores de carbono) não ocorrem registros de limites de temperaturas mínimas.

Dependendo do teor de níquel, os aços austeníticos respondem ao trabalho a frio com aumento de resistência mecânica, podendo ser utilizados em operações severas de conformação, a fim de evitar trincas e rupturas prematuras. O endurecimento por encruamento é acompanhado pelas mudanças parciais na estrutura com a formação de uma fase martensítica, ferromagnética, o que explica a formação dos aços inoxidáveis austeníticos magnéticos, originados da deformação a frio (COSTA, 2012) (MADERUELO, 2014).

Ramos (2009) afirma que a maioria dos aços inoxidáveis austeníticos não é termodinamicamente estável à temperatura ambiente. Por isso, quando aplicada tensão mecânica, ou quando há deformação plástica localizada, acontece a transformação da austenita metaestável em martensita, que é termodinamicamente mais estável. É que a origem da martensita em aços austeníticos ocorre pela formação proveniente do tratamento térmico abaixo da temperatura ambiente, que pode ser calculada conforme composição química do aço ou através de processo mecânico, que origina a formação de martensita abaixo da tensão de escoamento do material (martensita induzida), e quando o material é encruado (martensita induzida por deformação), a qual se forma acima da tensão de escoamento do material. O último caso é o mais comum em processos de usinagem em que ferramentas com gumes desgastados e parâmetros de corte inadequados originam altas tensões acima da tensão de escoamento.

## **2.7 Aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L Grau ASTM F138**

As ligas de aço inoxidável que são empregadas em próteses e implantes pertencem à série 300, cuja composição inclui 16 a 20% de cromo, 10 a 15% de níquel, 2 a 4% de molibdênio e no máximo 0,08% de carbono. Na série 300, destacam-se principalmente os tipos 316 e 316L (AGUIAR, 2012). No caso específico do aço inoxidável 316L, a presença do molibdênio em sua composição química aumenta a resistência à corrosão em meios ácidos e o menor teor de carbono aumenta a resistência à corrosão intergranular, além de mecanismos de corrosão localizados tais como corrosão galvânica e por pite ou alveolar (TROMMER, 2006) , (AGUIAR, 2012) e (BROOKS, et al., 2017).

Por ser considerado um biomaterial, os aços inoxidáveis AISI 316L são aplicados em instrumentos cirúrgicos, junções artificiais, placas ósseas, parafusos, pregos intramedulares e implantes dentais (PINEDO, et al., 2013). Os aços AISI 316L possuem uma classe conhecida pela norma ASTM F138, com valores mais restritos de elementos químicos, além da adição de nitrogênio e restrição dos teores de enxofre, que auxiliam na resistência à corrosão em meios fisiológicos, aparentemente (KLIAUGA, et al., 2010) (GIORDANI, et al., 2010) e (MELO, 2011).

Disserta Trommer (2006) que as propriedades dos aços inoxidáveis 316L ainda incluem resultados excelentes de toxicidade ao sangue humano, deposição e desnaturação de proteínas, deposição de plaquetas, hemólise e destruição de leucócitos em comparação aos outros metais.

Os aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L são originados do AISI 304, uma vez que necessitam da adição de molibdênio e com baixo teor de carbono, o qual, é também classificado como aço inoxidável padronizado pela norma AISI (*American Iron and Steel Institute*) que corresponde à referência alemã (DIN 14404). A letra L representa o baixo teor de carbono, máximo de 0,03%, sendo a sua composição básica percentual indicada conforme tabela 1, fazendo a comparação entre o aço AISI/ ASTM 316L e seu estado mais refinado, ASTM F138, acarretando menores índices de elementos indesejáveis para as especificações da norma ASTM.

Tabela 1 Tabela dos elementos de liga (%), entre os aços 316L e F138

| AISI/ASTM   | Composição (%) |      |      |       |       |       |      |     |              |
|-------------|----------------|------|------|-------|-------|-------|------|-----|--------------|
|             | C              | Mn   | Si   | Cr    | Ni    | P     | S    | N   | Outros       |
| <b>316L</b> | 0,03           | 2,00 | 1,00 | 16-18 | 10-14 | 0,045 | 0,03 | --- | 2,00-3,00 Mo |
| <b>F138</b> | 0,03           | 2,00 | 0,75 | 17-19 | 13-15 | 0,025 | 0,01 | 0,1 | 2,25-3,00 Mo |

Fonte: (ASTM, 2003).

Carbó (2008) e Wilbert (2015) destacam que os aços inoxidáveis contendo molibdênio (tipo 316 e 317) têm melhor resistência à fluência e à corrosão (principalmente em meios ácidos contendo cloretos) que os outros aços austeníticos, sendo, porém, de custo bem mais elevado. A adição de molibdênio desestabiliza a forma austenítica do aço, porém para estabilizá-la é necessário aumentar a quantidade de níquel no aço, portanto o molibdênio é considerado um forte formador de ferrita.

O aço inoxidável austenítico AISI 316 é considerado relativamente melhor que o AISI 304 na resistência a corrosão sob tensão (corrosão que envolve

normalmente três fatores: meio agressivo, cloretos, temperatura e, como o nome indica, tensões, sejam estas aplicadas ou residuais do processo de fabricação).

Contudo Molleja (2012) destaca que as vantagens do aço inoxidável AISI 316 sobre o AISI 304 nesta forma de corrosão são muito limitadas. A corrosão sob tensão é conhecida como um problema dos aços inoxidáveis austeníticos, principalmente os que contêm entre 8 e 10% de níquel. Um grande aumento no teor de níquel diminui o risco de corrosão sob tensão.

Carbó (2008) ressalta que o cromo precipita em forma de carboneto, uma solução é reduzir a quantidade de carbono nesses materiais. O aço inoxidável AISI 316L, com carbono máximo de 0,03%, é a versão extra baixo carbono para o aço AISI 316, utilizado na fabricação de equipamentos que trabalham com meios capazes de provocar corrosão em materiais sensibilizados, que é quando ocorre a precipitação de carboneto de cromo  $Cr_{23}C_6$  nos contornos de grão, tornando a porcentagem de cromo abaixo de 12%.

Desta forma o fenômeno da sensibilização pode ser denominado como a diminuição dos teores de cromo dos contornos de grãos à níveis abaixo da dos necessários para garantir a resistência à corrosão (VÁZQUEZ, 2013) (DOERR, et al., 2017). Esta diminuição no teor de cromo ocorre pela formação de carbonetos e nitretos de Cr na periferia dos contornos de grão, gerando seu empobrecimento e propensão à corrosão intergranular (MEDEIROS, 2015). Quando o aço inoxidável austenítico é aquecido a temperaturas acima de 450 °C e abaixo de 900 °C, sendo que 700 °C é considerada a temperatura crítica para a sensibilização (BONIARDI, et al., 2014). A formação de carbonetos aumenta a resistência à fluência dos aços inoxidáveis austeníticos, devido à dificuldade que criam no escorregamento de plano dos grãos austeníticos, bem como a resistência mecânica (ISHIDA, 2009).

Ishida (2009) comenta em suas revisões que taxas de deformação a frio relativamente altas podem levar ao processo de sensibilização reversa, pelo processo de difusão do Cr, e que não foi encontrada relação entre a taxa de deformação a frio e a formação de pontos sensibilizados em aços inoxidáveis austeníticos.

A adição de elementos estabilizantes como o titânio e nióbio, que possuem afinidade com o carbono maior que a do cromo, proporcionando desta forma uma maior concentração de cromo em solução sólida. Outra maneira de reduzir a sensibilização é com a redução do teor de carbono, assim a formação de carbonetos

fica restringida a pequenas parcelas. Para a ocorrência disso porcentagens de carbono da ordem de 0,015 a 0,02% em peso propiciam este fenômeno. Aços inoxidáveis austeníticos com denominação L em sua nomenclatura, 304L e 316L por exemplo, possuem esta faixa restrita dos teores de carbono (JÚNIOR, 2002) (BONIARDI, et al., 2014) .

Dalvi (2015) reforça a idéia de que os aços inoxidáveis austeníticos ASTM F138 tem sua aplicação muito difundida principalmente em implantes ortopédicos temporários. As razões que justificam sua aplicação são o baixo custo, quando comparados aos implantes em Titânio, além disso, demonstra uma boa combinação de resistência mecânica, ductilidade, custo e facilidade de fabricação. Apesar de não serem bioativos, ou seja, não permitem osseointegração, impulsionando seu uso em implantes temporários, devido sua facilidade na remoção.

O aço inoxidável AISI 316L era utilizado para produção de implantes permanentes, entretanto a adoção de normas mais rígidas, ASTM F138 e NBR 5832-1, estabelece faixas de composição química mais restritas diminuindo a probabilidade de efeitos adversos no organismo, incluindo a relação mínima de composição química de cromo e molibdênio, este último é considerado o grande responsável pelo aumento da resistência à corrosão por pite (GERONIMO, 2009) (LAGO, et al., 2012).

Comparando os resultados encontrados na tabela 1 dos aços inoxidáveis, percebe-se que o diferencial da adição de nitrogênio é no tipo ASTM F138, sendo que o alto teor de nitrogênio explica a superioridade da resistência à corrosão do aço em questão sobre o 316L sem refinamento durante o processo de fusão do aço (FONTANA, 2004).

O aço inoxidável ASTM F138 é considerado um material com baixa Energia de Falha de Empilhamento (EFE) na ordem de 20 mJ/m<sup>2</sup>, menção que se destaca pela alta formação de fases da estrutura austenítica em iniciais formação de maclas onde alteram as propriedades de magnetismo do material e são fases limítrofes para novas estruturas, como as CFC, por exemplo (GERONIMO, 2009) (VINCENTIS, et al., 2017).

Segundo Santos (2008) a EFE é considerada um parâmetro que define a capacidade de encruamento dos aços inoxidáveis, o tipo e a quantidade de fases

diferentes além da austenita, que possivelmente irão se formar após um processo de encruamento.

Baixos valores de EFE tendem a formação de martensita  $\alpha'$  e  $\epsilon$ , enquanto que valores altos de EFE proporcionam maior dificuldade ao escorregamento de planos cristalinos diminuindo desta forma a resistência mecânica do material encruado, ou seja, a baixa energia de falha de empilhamento, que é um parâmetro influenciado pela temperatura e composição química, favorece as transformações martensíticas  $\gamma \rightarrow \alpha$  e  $\gamma \rightarrow \alpha'$  (LISCHKA, 2013) (VINCENTIS, et al., 2017).

Ainda é mencionado por Santos (2008) a existência da equação 1, que determina a EFE de cada material de acordo com os elementos de liga, podendo assim comparar com valores próximos aos obtidos mediante análise de outros autores que foram mencionados até o momento nesta revisão.

$$\text{EFE}(\text{mJ/m}^2) = -53 + 6,2(\%Ni) + 0,7(\%Cr) + 3,2(\%Mn) + 9,3(\%Mo) \quad [1]$$

O carbono é considerado um elemento que aumenta a EFE, bem como o níquel enquanto o manganês, o cromo e o nitrogênio diminuem a EFE, quando estes elementos são comparados aos outros existentes nos aços (RAMOS, 2009) (ROVERE, 2011).

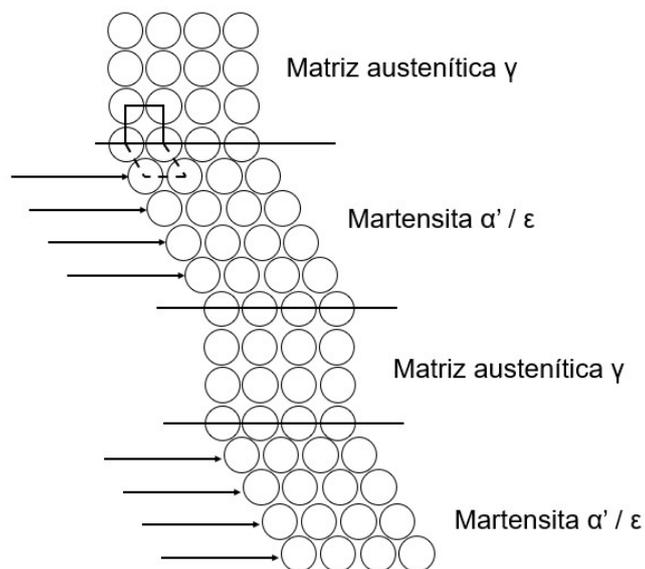
## 2.8 Martensita induzida por deformação TRIP

O processo de transformação da austenita em martensita nos aços inoxidáveis austeníticos pode transcorrer basicamente de duas formas: pela variação de temperatura induzida por agentes externos ao elemento, como nos tratamentos térmicos e laminação à quente, ou pela deformação à frio do material, onde a variação de energia interna proporcionada pelo processo induz a mudança de morfologia do material (HEDSTRÖM, 2005) (SOLOMON, et al., 2017). Jinlong, et al. (2014) afirma que a esta segunda possibilidade de mudança morfológica, dá-se o nome de martensita induzida por deformação ( $\alpha'$ ), também encontrada nos processos de usinagem onde a deformação plástica elevada (encruamento), durante o processo de remoção do material, induz o escorregamento dos grãos alterando assim a morfologia do material.

A sensibilidade do fenômeno está diretamente relacionada à composição química dos aços e a temperatura de deformação, esta, por sua vez, exerce forte influência sobre a transformação, sendo tal fenômeno conhecido como TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) (CAVALER, 2010).

Santos (2008) e Aguiar (2012) destacam que a transformação martensítica transcorre de forma adifusional e de maneira “militar”, ou seja, por meio de deslocamento coordenado dos átomos em distâncias menores que os parâmetros de rede, conforme indicado na figura 2, originando uma estrutura com maior resistência mecânica e com densidade maior de discordâncias, que pode ser evidenciada pelo aumento de dureza, entretanto com a mesma composição química da matriz, no caso dos aços inoxidáveis austeníticos.

Figura 2 Deslocamento "militar" durante transformação austenita/ martensita



Fonte: (SANTOS, 2008) adaptado

Enquanto Acar, et al. (2017) destaca a quantidade de discordâncias estar intimamente relacionada à baixa energia de falha de empilhamento dos aços inoxidáveis, entretanto pode variar seu valor entre a mesma classe como resultado atestado por autores que comprovaram nos aços AISI 304 em relação ao AISI 316L a formação de maiores quantidades de martensita devido à EFE ser na ordem de 20 mJ/m<sup>2</sup>.

Gilapa (2011) descreve que materiais com baixa EFE tendem a uma distribuição mais homogênea e grande densidade de discordâncias, porém com menor mobilidade, maior energia armazenada na deformação e taxa de

encruamento. Por outro lado, o autor destaca que, materiais com alta EFE apresentam uma distribuição de discordâncias com ligações muito fortes entre elas, as quais fazem com que tenham maior mobilidade, o que facilita o aniquilamento de discordâncias de sinais opostos, como no caso dos austeníticos.

De acordo com Kurc (2010) e Hedström (2015) no processo de formação da martensita induzida por deformação, pode ocorrer a presença de martensita intermediária do tipo HC, hexagonal compacta, ( $\epsilon$ ), com característica de possuir maior resistência mecânica e propriedades magnéticas superiores a martensita  $\alpha'$  do tipo CCC, cúbica de corpo centrado, todas provenientes da estrutura austenítica CFC, cúbica de face centrada, ( $\alpha$ ). A forma mais provável de transformação de fase dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300 é:  $\alpha \rightarrow \alpha'$ ,  $\alpha \rightarrow \epsilon$ ,  $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ .

## 2.9 Passivação e corrosão em aços inoxidáveis austeníticos

Por muitos anos, o estudo sobre a corrosão em aços inoxidáveis vem sendo objeto de interesse de pesquisadores e indústrias. Os aços inoxidáveis austeníticos devem sua resistência à corrosão devida à formação do filme passivo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), sendo este aderente à superfície do metal, inibindo o processo de corrosão, mantendo a liberação de íons em níveis mais baixos, justificando sua grande gama de aplicações na indústria (ROBERGE, 2000) e (GIORDANI, et al., 2007).

A teoria clássica da passivação diz que é um fenômeno superficial, principalmente associado a formação de um filme de óxido envolto por uma camada de hidróxido de cromo, no caso dos aços inoxidáveis. A medida que este filme passivador é formado, é fortemente aderido à superfície do substrato e inibe o contato com o meio que está envolto ao aço inoxidável (OUTOKUMPU, 2013) (CERDÁN, 2013).

Todos os tipos de corrosão que afetam o aço inoxidável estão relacionados a danos permanentes do filme passivo, seja colapso completo ou local. Fatores tais como o ambiente químico, pH, temperatura, acabamento de superfície, design de produto, método de fabricação, a contaminação e procedimentos de manutenção afetam o comportamento de corrosão de aço inoxidável e o tipo de corrosão, que pode ocorrer (OUTOKUMPU, 2013) (ALMUJALI, et al., 2017) (BROOKS, et al., 2017).

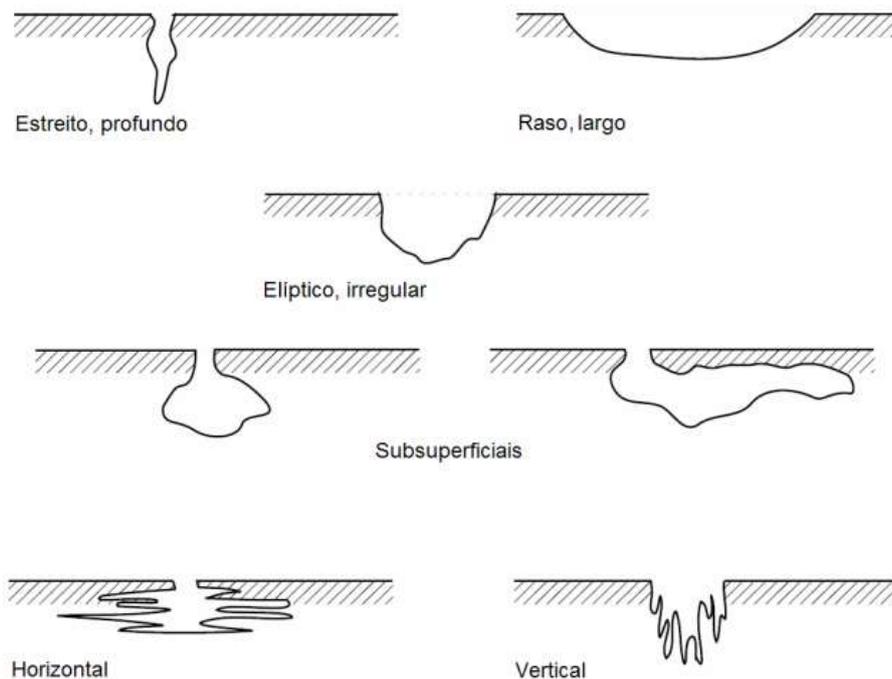
Quando o emprego dos aços inoxidáveis está em aplicações biomédicas, eles podem estar sujeitos ao ataque por líquidos fisiológicos, haja vista que estes

possuem o pH levemente básico, entre 7,2 e 7,4, têm íons de  $\text{Cl}^-$ ,  $\text{Na}^+$  e  $\text{HCO}_3^-$  e agem como meio corrosivo em implantes e próteses (CÉ, 2010). Entretanto, o pH do corpo humano pode variar drasticamente, conforme a alimentação e/ou possíveis infecções, em alguns casos, podendo chegar a valores entre 5,0 e 5,5, assumindo caráter ácido (SABARÁ, 2013). Com esse nível de pH baixo, várias substâncias tornam-se agressivas aos implantes, como a ureia, aminoácidos, cloretos, etc. (CAMARGO, 2003).

Lee (2016) comenta em um de seus trabalhos que a variação do pH altera significativamente a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos, devido a formação de sulfetos na superfície. A liberação desses sulfetos provém do rompimento da camada passiva na superfície do aço, originando a formação de corrosão localizada na região intergranular da estrutura austenítica. O mesmo conclui que a liberação de cromo e ferro são os principais causadores da formação deste rompimento de filme passivador e início da corrosão.

A Figura 3 ilustra alguns tipos de morfologia de pites segundo a norma ASTM G 46-94 (2005).

Figura 3 Representação dos principais tipos de pites



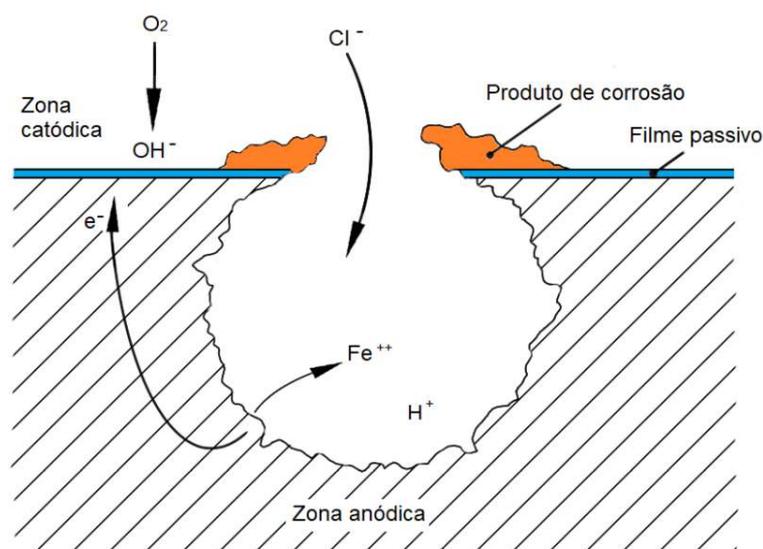
Fonte: (ASTM, 1999)

A corrosão em implantes pode trazer diversos resultados negativos ao paciente, desde a quebra do implante até a liberação de íons metálicos indesejáveis ao organismo. No caso da liberação de íons, a consequência é a mudança na histologia do tecido no local, por efeitos tóxicos diretos até a hipersensibilidade da região afetada pela contaminação (BUSS, et al., 2011).

O tipo de corrosão mais encontrado em implantes é a corrosão por pite (*pitting corrosion*). Enfatiza-se que a quebra da camada de passivação também pode levar a outros tipos de corrosão: intergranular, por frestas e sob tensão (BUSS, et al., 2011) (GIORDANI, et al., 2007).

A figura 4 apresenta a formação de um pite pela ação de íons de cloreto e remoção de massa do corpo.

Figura 4 Imagem representativa da criação de um pite por corrosão



Fonte: (BONIARDI, et al., 2014) adaptado

Segundo Almuaili (2017), a corrosão por pite pode apresentar características de variação na própria espessura, ou seja, de alguns milésimos até milímetros. Desse modo perfura o material em um espaço de tempo relativamente curto, contribuindo para que estas cavidades sejam preenchidas com produtos da corrosão. Aços inoxidáveis austeníticos imersos em meios fisiológicos com altas concentrações de cloretos podem ser suscetíveis ao ataque localizado e puntiforme (*pitting corrosion*). O molibdênio é introduzido como elemento de liga nos aços inoxidáveis precisamente para diminuir a susceptibilidade a essa forma de

corrosão, onde a presença do molibdênio permite a formação de uma camada passiva mais resistente.

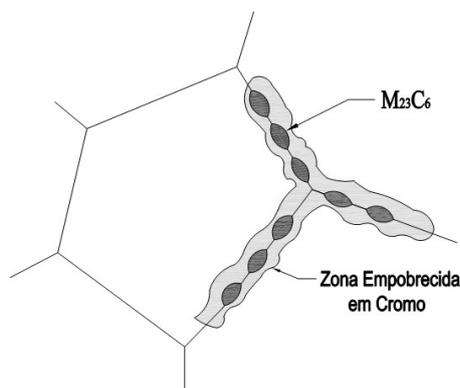
A norma ASTM F138 determina que o fator de resistência à corrosão por pite ou fator PRE (*Pitting Resistance Equivalent*), calculado com base na composição química, deve ser igual ou maior que 26 para que o material seja considerado aceitável para implante. Com base nisso, a equação 2 representa a forma de obtenção do PRE (ASTM, 2008) (WINTERS, et al., 2003) . Luo, 2017 descreve em seu trabalho que a utilização deste método analítico também pode definir a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, fundamentado por suas análises de resistência à corrosão por pites.

$$\text{PRE} = \%Cr + 3,3(\%Mo) + 16(\%N) \geq 26,0 \quad [2]$$

A corrosão intergranular é originada nos aços inoxidáveis austeníticos pela segregação de certos elementos de liga que se difundem para o contorno do grão, como exemplo o carbono, que reage com cromo dando origem ao carboneto de cromo (BRUNO, 2005). O fenômeno da sensitização é a precipitação dos carbonetos ricos em cromo para os contornos de grão, não alterando significativamente as propriedades físicas do aço, com exceção do aumento da ductilidade (SABARÁ, 2013) (DOERR, et al., 2017). A aceleração do processo de corrosão vai depender da quantidade de  $M_{23}C_6$  (M = Cr, Ni, Fe; Cr = 65%, Ni = 10%, Fe = 5%), que são precipitados, reduzindo, assim, a quantidade de cromo a valores inferiores a 12%, os quais são considerados necessários para garantir a resistência à corrosão (CÉ, 2010).

A figura 5 representa o mecanismo de corrosão intergranular com precipitação de carbonetos.

Figura 5 Desenho esquemático mostrando a região empobrecida em cromo



Fonte: (SABARÁ, 2013)

Conforme Sabará (2013) a corrosão em frestas ocorre em implantes de forma diferente da corrosão por pite, pois este tipo de corrosão propaga-se em largura na superfície do implante. Larosa (2010) também contribui mencionando que a corrosão em frestas pode ter início em uma cavidade existente entre a cabeça do parafuso de fixação do implante e a placa de fixação, mesmo sendo compostos do mesmo material, onde não há renovação de meio fisiológico, diminuindo a oxigenação da região evitando a passivação do material.

A corrosão sob tensão ocorre pelo processo conjunto entre o meio corrosivo e de tensões estáticas residuais ou aplicadas no material. A falha resultante é evidenciada pelo aparecimento de trincas aparentemente intactas, propagando em direção perpendicular à tensão, tornando-se uma fratura característica de materiais frágeis, embora a liga seja intrinsecamente dúctil (OLIVEIRA, 2013). A presença de tensões pode ser proveniente de processos de conformação como usinagem ou por mudanças rápidas de temperatura, formando regiões com fases em que cada qual possui um coeficiente de expansão diferente (GULBRANDSEN, 2012). Existe a probabilidade do aumento de falhas de empilhamento, que reduzem a ductilidade por estarem ligadas ao aparecimento de corrosão sob tensão, devido à precipitação de carbonetos e nitretos (MIRANDA, 2009).

## **2.10 Usinabilidade de aços inoxidáveis**

O grau de dificuldade de usinar um determinado material é conhecido como usinabilidade. De um modo geral, pode-se definir usinabilidade como sendo uma grandeza tecnológica que expressa, por meio de um valor numérico comparativo (índice de usinabilidade), um conjunto de propriedades de usinagem de um material em relação a outro tomado como padrão (DINIZ, et al., 2008) e (DIAS, et al., 2011).

Entende-se como propriedades de usinagem de um material aquelas que expressam seu efeito sobre grandezas mensuráveis inerentes ao processo de usinagem, tais como a vida da ferramenta, o acabamento superficial da peça, o esforço de corte, a temperatura de corte, a produtividade e as características do cavaco (TRENT, et al., 2000) e (MATSUMOTO, et al., 2004).

Durante os estágios finais da fabricação de componentes em aços inoxidáveis austeníticos, as operações de usinagem de superfície, como torneamento, fresamento e retificação, desempenham um papel importante na obtenção de suas especificações geométricas e dimensionais necessárias,

inclusive na determinação da integridade superficial, pois geram tensões residuais e deformações microestruturais no componente (RAJAGURU, et al., 2018).

Vários autores comentam que os aços inoxidáveis austeníticos são considerados os materiais de maior dificuldade de usinar devido ao excessivo desgaste prematuro de ferramentas, além de grande dificuldade de obtenção de acabamento superficial satisfatório para os respectivos processos em que são submetidos (SHAO, et al., 2007) (CAMARGO, 2008).

Em geral, a usinabilidade de aços inoxidáveis requer maior potência, menores velocidades de corte, máquinas e ferramentas mais rígidas e, em alguns casos, a utilização de quebra cavacos (PEREIRA, et al., 2011) (XAVIOR, et al., 2009).

A alta taxa de encruamento durante o corte, por qualquer processo de usinagem, é um dos agravantes da baixa taxa de usinabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos, mostrando uma tendência de formar cavacos longos e flexíveis que aderem à ferramenta ou formam aresta postiça de corte, tornando-se de difícil remoção (AGUIAR, 2012). Assim, a alta taxa de encruamento pode resultar em redução da vida da ferramenta e acabamento superficial inadequado que, conseqüentemente, aumenta a dureza da superfície encruada. Desse modo, ocorre maior desgaste da ferramenta, como também a mudança do aço inoxidável de sua estrutura austenítica, passando para martensita induzida por deformação, tornando a superfície usinada e o cavaco magnético (CIFTCI, 2006) (CHAGAS, et al., 2008).

Para minimizar a presença do encruamento durante a usinagem, convém a utilização de ferramentas com aresta de corte aguda, ferramentas menos desgastadas, a utilização de ângulos de saída positivos minimizando dessa forma a área de atrito do cavaco na ferramenta, a ocorrer uma menor deformação deste (OZCELIK, et al., 2011). A utilização de um sistema com potência e rigidez adequado a fim de reduzir vibrações durante usinagem também é um fator a ser considerado (SHAW, 2005). Pode haver a necessidade de um processo posterior de usinagem na mesma superfície, como exemplo um segundo passe da ferramenta, é recomendado que a profundidade de corte seja superior à superfície encruada, pois o encruamento diminui a qualidade do acabamento superficial, além de garantir uma maior durabilidade da ferramenta devido a sua quina (ponta) não

entrar em contato com a região endurecida do encruamento, pois é considerada uma região frágil (GRAVALOS, 2008) (ABIA, 2012).

O alto coeficiente de atrito e o alto coeficiente de dilatação térmica (18,8  $\mu\text{m}/\text{m}\cdot^{\circ}\text{C}$ ), que é provocado pela baixa condutividade térmica (16 W/m.K), correspondente a 25% do valor dos aços carbono, são agravantes consideráveis durante o processo de usinagem dos aços inoxidáveis, pois não garantem precisão em medidas que requerem variações de tolerâncias reduzidas (DINIZ, et al., 2008) (HOW-MING, et al., 2017).

Ressaltando que a grande responsável pela baixa usinabilidade dos aços inoxidáveis é a elevada taxa de encruamento, sendo assim aumenta os valores de desgaste da ferramenta, aderindo muito fortemente à superfície de deslizamento do cavaco, trazendo consigo material da própria ferramenta de corte, fenômeno conhecido através das características da adesão e difusão (KORKUT, et al., 2004).

A adição de enxofre como elemento de liga nos aços inoxidáveis, melhora a usinabilidade devido a formação de sulfetos, desta forma também formando cavacos menos longos. Os aços com adição de enxofre como elemento de liga são classificados como AISI 303, entretanto a presença desse elemento torna o aço menos resistente à corrosão, quando comparado aos outros aços inoxidáveis austeníticos (SOUZA, 2006).

A adição de chumbo também melhora o índice de usinabilidade dos aços de modo geral, porém existe o problema de toxicidade do elemento, que torna seu uso em fins biomédicos inexistente.

Selênio e telúrio, juntamente com enxofre e chumbos também formam inclusões, porém em formato esférico. Auxiliando dessa forma a melhora do índice de usinabilidade dos aços (AMORIM, 2002) (CAMARGO, 2008).

De modo geral, os materiais utilizados na área biomédica são considerados de difícil usinabilidade, devido à ausência parcial ou total de elementos residuais na estrutura do material aplicado e sua morfologia (CAMARGO, 2008).

Stemmer (2007) cita que o emprego de condições de corte controladas, podem ser consideradas condições para que seja avaliado o índice de usinabilidade de aços inoxidáveis. A velocidade de corte, avanço de ferramenta e profundidade de corte, desde que dentro dos limites, são as condições supracitadas.

## 2.11 Parâmetros de usinagem

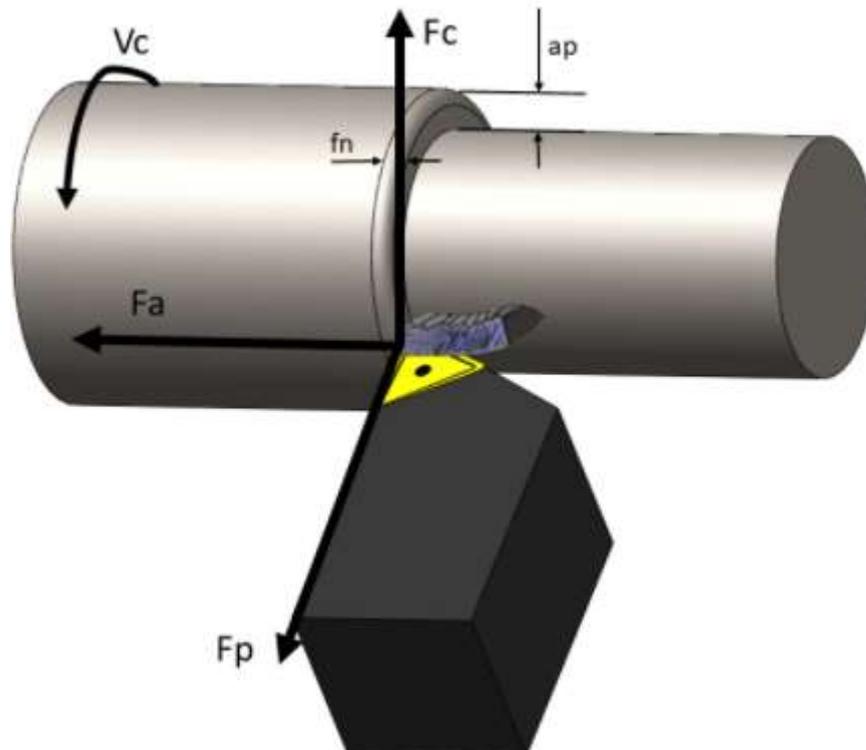
O conhecimento e utilização de parâmetros de corte adequados, durante o processo de usinagem podem trazer benefícios tanto para a superfície usinada quanto para a ferramenta utilizada durante a fabricação de componentes mecânicos (DINIZ, et al., 2008).

A deformação por encruamento, da estrutura dos aços inoxidáveis está intimamente relacionada com a seleção correta dos parâmetros de usinagem, desta forma minimizando sua influência na deformação superficial e subsuperficial da peça a ser trabalhada (HAGBERG, et al., 2000).

Entre os parâmetros de corte possíveis de serem selecionados e posteriormente aplicados, pode ser mencionada a velocidade de corte ( $V_c$ ), o avanço da ferramenta ( $f_n$ ), e a profundidade de corte ( $a_p$ ) (STEMMER, 2007).

A figura 6 representa os parâmetros de usinagem durante o processo de torneamento longitudinal.

Figura 6 Representação dos parâmetros de usinagem e forças atuantes no corte



Fonte: (SANDVIK, 2016) adaptado

A velocidade de corte pode ser definida como sendo o resultado do deslocamento da ferramenta entorno da peça. No torneamento longitudinal externo, é a velocidade tangencial instantânea resultante da peça no ponto de contato da

ferramenta (SANDVIK, 2016). A velocidade de corte influencia diretamente no desgaste da ferramenta, porém é inversamente proporcional a deformação aplicada na superfície usinada. Sua unidade é expressa em metros por minuto [m/min] e pode ser encontrada pela equação 3.

$$V_c = \frac{\pi \cdot d \cdot n}{1000} \quad [3]$$

Onde:

$V_c$ : velocidade de corte [m/min]

$d$ : diâmetro da peça [mm]

$n$ : rotação da peça [rpm]

O avanço da ferramenta é o percurso em cada volta da peça. O avanço e o raio de ponta da ferramenta têm uma contribuição geométrica à rugosidade da peça, quanto menor o avanço aplicado, menor a rugosidade. O avanço age de forma direta não apenas na espessura do cavaco gerado, mas também na sua forma geométrica e sua unidade de medida em torneamento é milímetro por rotação [mm/rot] (SANDVIK, 2016). As equações 4 e 5 exemplificam analiticamente os parâmetros de rugosidade total ( $R_t$ ) e rugosidade pela média aritmética ( $R_a$ ), quando o raio de ponta da ferramenta é superior ao avanço por rotação.

$$R_t = \frac{f_n^2}{8 \cdot r_\epsilon} \quad [4]$$

$$R_a = \frac{f_n^2}{31,2 \cdot r_\epsilon} \quad [5]$$

Onde:

$f_n$  : avanço da ferramenta [mm/rot]

$r_\epsilon$  : raio de ponta da ferramenta [mm]

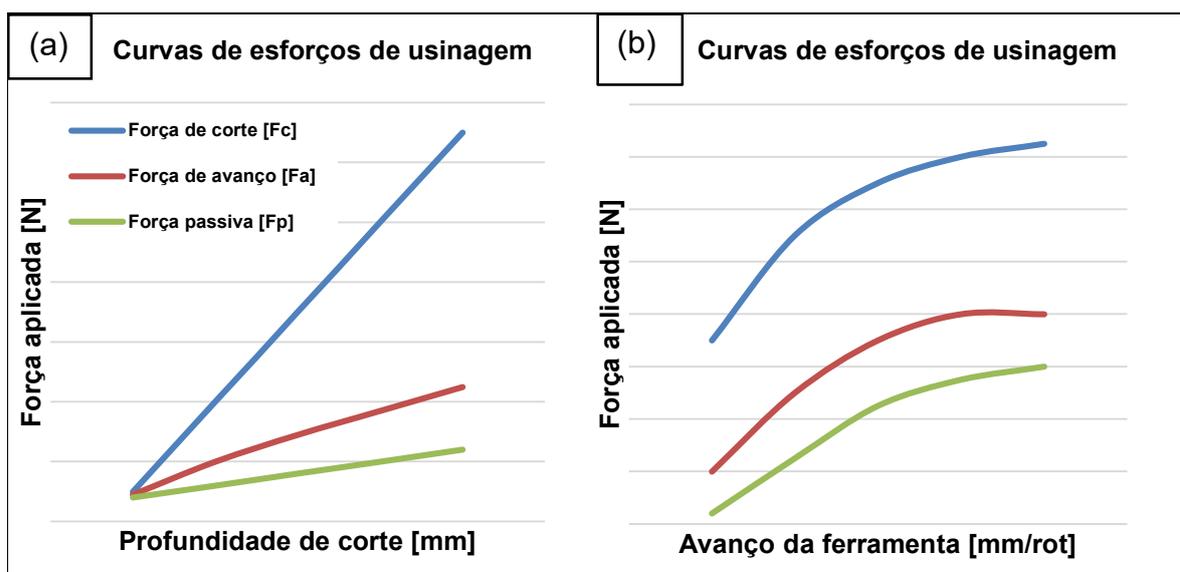
A profundidade de corte corresponde à penetração que a ferramenta executa em relação à peça. Recomendações de fabricantes de ferramentas de corte indicam que a penetração da ferramenta deve, sempre que possível ser maior que o raio de ponta da ferramenta. Dessa forma permitindo que a porção reta do gume da ferramenta atue no processo (SANDVIK, 2011). A unidade que corresponde a profundidade de corte é o milímetro [mm].

Em termos, a profundidade de corte e o avanço da ferramenta, este último sendo mais incisivo, quanto maior forem seus valores, maior será a área de cisalhamento do material usinado. Desta forma aumentando as forças de usinagem e o encruamento do material (BARBOSA, 2014).

Amorim (2011), representa que a força de corte ( $F_c$ ) tem relação direta com o aumento do avanço, e de maneira menos significativa a profundidade de corte, porém a geometria da ferramenta também pode influenciar nesse fenômeno, pois gumes de ferramenta mais agudos (ferramenta afiada) e maiores ângulos de saída do cavaco podem diminuir e atuar de maneira positiva na minimização da força de corte, e diminuição da temperatura de usinagem.

A figura 7 representa a influência do avanço e da profundidade de corte na força de corte ( $F_c$ ), força de avanço ( $F_a$ ) e força passiva ( $F_p$ ), durante o processo de usinagem por torneamento.

Figura 7 Influência da profundidade (a) e do avanço (b) na força de usinagem



Fonte: (KONIG, et al., 1997) adaptado

Em um estudo realizado pelo processo de torneamento em uma liga de chumbo, considerado um material de baixa resistência mecânica, Arefi, et al. (2017)

menciona a importância do processo de torneamento para a indústria e a busca incessante por baixos valores de potência de usinagem, singularmente com obtenção de índices de produtividade cada vez maiores. Sua conclusão é que a rugosidade superficial de um determinado material é afetada pelos parâmetros na seguinte ordenação: avanço da ferramenta, velocidade de corte e profundidade de corte.

Em consonância parcial aos resultados de Arefi, et al. (2017), Kant, et al. (2014) define em sua pesquisa de revisão literária, ou seja, sem a realização de experimentos, que os parâmetros seguem a seguinte ordem de importância na minimização dos valores de rugosidade e potência de corte são o avanço de ferramenta, profundidade de corte e velocidade de corte. Contrapondo a conclusão realizada posteriormente e com a realização de experimentos de Arefi.

Poorna (2018) faz um adendo em suas pesquisas no segmento de torneamento de materiais com alto teor de cromo, mencionando que o cisalhamento e escoamento do cavaco nesses materiais, pelo fato de ser considerado de difícil usinabilidade, aumentam os esforços de corte, resultando em altas temperaturas de usinagem que por conseguinte aumentam a rugosidade das superfícies usinadas, devido dificuldade de difusão pelo calor gerado. O mesmo autor reforça concluindo que valores de avanço de ferramenta e penetração de ferramenta mais elevados também aumentam a rugosidade superficial e que o aumento da velocidade de corte diminui estes índices de rugosidade e forças de corte.

## **2.12 Integridade superficial**

Em próteses e implantes onde a adesão celular é um fator considerado de suma importância, a rugosidade da superfície deve ser avaliada, de modo que, dependendo do processo de manufatura, quando não for possível alcançar os valores pretendidos, ainda exista, a possibilidade de produção dessa rugosidade por processos posteriores, por exemplo, retificação, polimento, brunimento e lapidação (ANTONINI, 2012) (GREGOLIN, 2013). Outro fator que a rugosidade afeta de forma direta é na propagação da corrosão em superfícies submetidas ao contato direto com fluídos ou onde não ocorre a troca de fluído constante, originando um aumento no pH da região fluídica e acelerando o processo de corrosão (COUTINHO, 2007) (RAHMAN, et al., 2017).

A qualidade da superfície usinada apresenta-se, basicamente, em função de quatro parâmetros: rugosidade, ondulação, falhas e marcas de avanço (QEHAJA, et al., 2015). No entanto, normalmente os processos de usinagem são classificados apenas em termos do parâmetro de rugosidade que pode ser definido como um conjunto de irregularidades da superfície real em relação a uma superfície de referência (SANTOS, 2008).

Em peças torneadas, a rugosidade superficial tem um impacto significativo na sua funcionalidade, incluindo resistência ao desgaste e fadiga. Portanto, como indicador crítico da qualidade de superfícies torneadas, a rugosidade atraiu grandes atenções nas últimas décadas. No entanto devido a compreensão incompleta dos mecanismos que influenciam na rugosidade de superfícies usinadas, altos custos de produção e baixa qualidade de superfícies são atribuídas a parâmetros de usinagem inadequados (HE, et al., 2018).

Para a medição da rugosidade, normalmente, utiliza-se um rugosímetro, que é realizada com o contato entre o apalpador e a superfície usinada. Ainda existe a possibilidade de medições sem contato, porém denominadas interferometria. O método de medição mais utilizado na indústria metalmeccânica é o de contato, justificado pelo baixo custo e simplicidade de uso. Nesse método, alguns detalhes do equipamento acabam influenciando a medição tais como: o raio da ponta do apalpador e seu desgaste (SOUZA, 2011).

Costa (2013) e Oliveira (2013) enfatizam em suas revisões que os parâmetros de rugosidade mais utilizados para caracterização de superfícies aplicadas como biomateriais para fins odontológicos, são os parâmetros  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$ .

Estudos realizados por Kumar, et al. (2012) indicam que o avanço da ferramenta  $f_n$  e o raio de quina do inserto utilizado são considerados os maiores responsáveis pela variação da rugosidade superficial de peças usinadas pelo processo de torneamento. A profundidade de corte e velocidade de corte não exercem influência tanto quanto o deslocamento longitudinal da ferramenta (avanço).

Em um estudo realizado por Ribeiro (2017), onde foram aplicados métodos estatísticos para analisar qual ou quais superfícies manufaturadas possuíam um menor índice de rugosidade em aços endurecidos. Sua conclusão foi que os menores valores de profundidade de corte, atrelados ao maior índice de velocidade

de corte e baixo valor de avanço induziram à menores valores de rugosidade superficial. A outra conclusão foi que esses parâmetros diminuíram os índices de vibração durante o processo de usinagem proporcionando um deslocamento de ferramenta mais estável e contínuo.

Yamane (2017) comenta que no processo de torneamento os valores de rugosidade superficial são definidos pelo avanço da ferramenta e o raio de quina, porém dificilmente os valores analisados por instrumentos de medição coincidem com os métodos analíticos, sendo influenciado por vibrações da máquina/ferramenta, adesão entre a ferramenta e o cavaco removido da peça, além do desgaste da ferramenta influenciam de forma a prejudicar a rugosidade superficial. E que a própria taxa de escoamento do cavaco proporciona adesão e aresta postiça de corte, que prejudicam a rugosidade da superfície usinada.

### **2.13 Relação entre dureza e formação de martensita em aços inoxidáveis austeníticos**

O objetivo desta seção é relatar a relação entre aumento de dureza de aços inoxidáveis similares aos estudados neste trabalho, relatando as experiências de outros autores, onde mencionam os resultados encontrados no aumento de dureza, formação de martensita induzida por deformação (TRIP). Como a maioria dos autores relataram por testes de laboratório por ensaio de tração, será mencionado os valores de deformação do material e seus aumentos de dureza.

Mészáros, et al. (2005), encontraram valores de 330 HV após deformação plástica de 28% no aço inoxidável AISI 304. Haja visto que os valores de dureza inicial foram de 180 HV, os autores concluíram que existiu a formação de martensita induzida por deformação pelo processo de laminação à frio. O mesmo trabalho justifica a afirmação de formação de TRIP por análise de coersividade (magnetismo), e que, foi detectado a formação de martensita a partir de 28% de deformação. A afirmação do aumento de dureza advém do aumento da densidade de deslocamento e a quantidade crescente de fases induzidas por deformação.

Eskandari (2009), após a realização de ensaio de deformação por laminação a frio e a quente identificou que no aço AISI 316L, com dureza média de 220 HV, teve um aumento de dureza e formação de martensita com valores de deformação de 7 até 30%. Esses valores de martensita iniciaram em uma fração de 7% do volume total analisado, obtiveram dureza média de 250 HV, e, chegaram a valores

de dureza a partir de 350 HV para 30% de formação de martensita induzida por deformação.

Singh, et al. (2011) publicaram um estudo da relação entre aumento de dureza e diminuição de resistência à corrosão após a realização de testes de laminação a frio no aço inoxidável AISI 304. O mesmo autor identificou por diferença de coloração do ataque químico realizado para análise de estrutura, a formação de ripas de martensita, oriundas do deslocamento de planos austeníticos durante o processo de laminação. Os valores médios de durezas encontrados no material sem deformação foi de 208 HV, enquanto nas regiões definidas com formação de martensita  $\alpha'$  os valores encontrados de dureza foram em média de 380 HV, para 20% de deformação plástica. Com o aumento da deformação plástica para 60% os valores de dureza foram de 415 HV. Também pôde afirmar que o aumento da taxa de deformação proveu a menor resistência à corrosão do material em questão.

Kurc, et al. (2012) encontrou por DRX em corpos de prova submetidos a trabalhos de laminação a frio, do aço inoxidável austenítico X5CrNi18-8, que a formação de austenita induzida por deformação em todos os pontos analisados e que aumentavam de acordo com a taxa de deformação do material. A dureza inicial do material, ou seja, com deformação igual a “zero” e considerado totalmente austenítico, foi de 162 HV e com deformação de 20% a dureza alcançava valores médios de 300 HV.

Rezaei-Nejad, et al. (2015) publicaram um estudo sobre a mudança de estrutura do aço AISI 316L por fricção e deslocamento de uma ferramenta rotativa com parâmetros predefinidos. O referido trabalho define que por diferença de contraste (reação do reagente utilizado), a zona que não foi afetada pelo processo de fricção manteve sua característica austenítica, enquanto as regiões escurecidas, além dos contornos de grão, formaram martensita induzida por deformação e que os resultados de resistência à corrosão foram inferiores aos encontrados nas regiões não afetadas pelo processo. Além do que a dureza encontrada na região não afetada foi em média de 185 HV, enquanto nas regiões afetadas e quanto mais próximo da superfície de contato com a ferramenta, atingiram valores médios de 510 HV.

Mayer, et al. (2018) realizaram um estudo na aplicação de refrigeração criogênica durante o processo de torneamento de uma liga de aço inoxidável

austenítico AISI 327, onde foram variados os parâmetros de usinagem e inclinação do ângulo de saída de cavacos da ferramenta. O mesmo autor detectou que houve a formação de martensita induzida por deformação por análise de ferritoscopia e por contraste de reagente durante a micrografia. O autor detectou com o contraste que com valores mais altos de avanço de ferramenta, a formação de regiões deformadas plasticamente e que resultaram em martensita induzida por deformação foram mais significativas, em relação a parâmetros menos severos de usinagem. Além disso, foi detectado que a refrigeração pouco influenciou, juntamente com a velocidade de corte na formação destes componentes diferentes de austenita. Considerando que o valor médio de dureza encontrado no núcleo da amostra era de 231 HV, os valores máximos de dureza encontrados a 0,02 mm da superfície da amostra foram de 385 HV.

Khidhir, et al. (2019) comprovaram que a pressão exercida durante o processo de soldagem por fricção em uma junta dissimilar de ABNT 1045 e AISI 316L aumentaram a dureza mais próxima a região submetida ao atrito do processo, justificando a formação de planos cristalinos sem difusão, e afirma que houve a formação de martensita na estrutura austenítica do aço AISI 316L, elevando sua dureza de 180 HV para 316 HV.

Hotz, et al. (2020) desenvolveram um estudo sobre a influência da geometria da ferramenta de corte, durante o processo de torneamento do aço AISI 347. As propriedades analisadas comprovaram que a formação de martensita induzida por deformação ocorreram com maiores taxas de avanço de ferramenta. A profundidade da superfície afetada com a mudança de estrutura austenítica para martensítica foram até uma profundidade de 150  $\mu\text{m}$ . Os mesmos autores justificam que além do teste de ferritoscopia a mudança de fase pode ser revelada pela aplicação do reagente adequado durante a microscopia. O perfil de dureza identificou que a dureza inicial do material (mais próximo do centro da peça) era de 180 HV enquanto o valor mais próximo da superfície usinada (20  $\mu\text{m}$ ) atingiu valores médios de 350 HV.

### **3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL**

#### **3.1 Metodologia**

A figura 8 apresenta um fluxograma das etapas realizadas neste trabalho. Estas etapas foram:

Etapa 1: Caracterização do aço inoxidável austenítico ASTM F138. O estudo da caracterização do material foi realizado por microscopia óptica, medições de dureza pelo método Brinell, análise de tamanho de grão austenítico, ensaio de tração para determinação de curva de escoamento, determinação de composição química por espectrometria de emissão óptica, incluindo, ainda, a revisão acerca de parâmetros de corte que foram adequados para a realização dos ensaios posteriores;

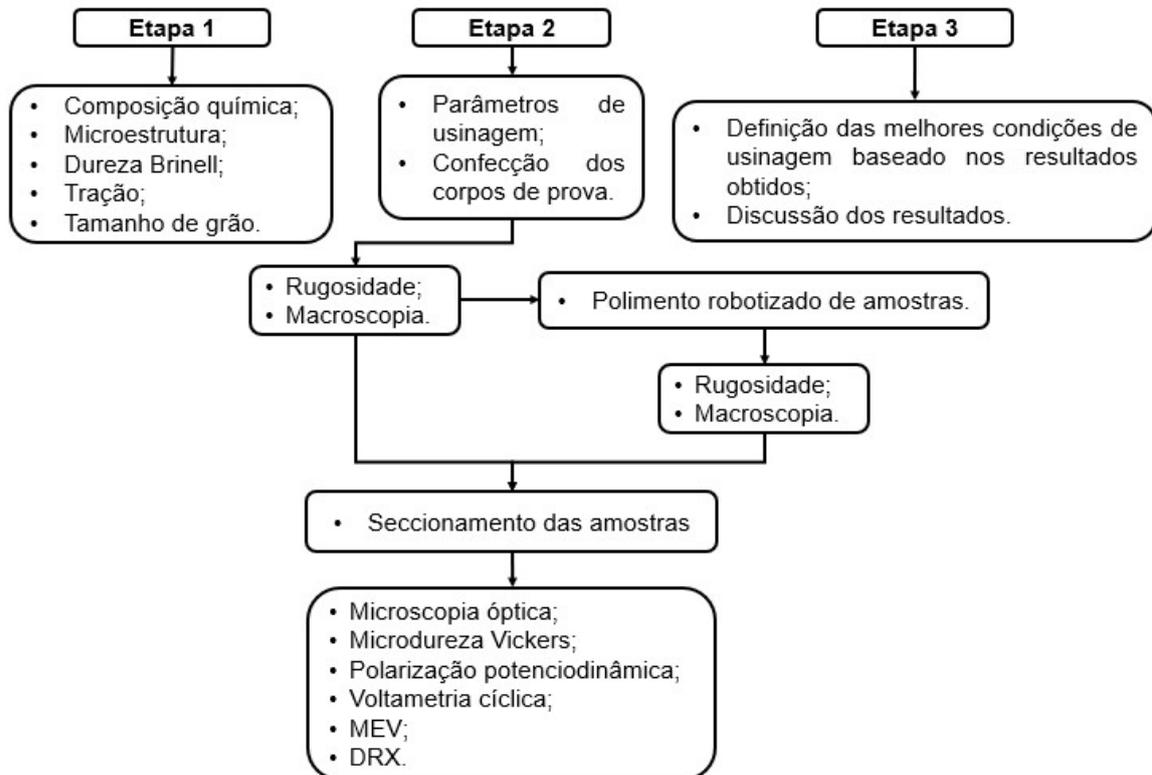
Etapa 2: Definição dos parâmetros de usinagem que foram aplicados na tese, realização dos ensaios de usinabilidade pelo processo de torneamento externo cilíndrico, análise macroscópica e medição de rugosidade das superfícies usinadas, envio para polimento robotizado de amostras replicadas em cada condição de usinagem, o polimento é semelhante ao realizado em próteses de quadril, seguindo com a medição de rugosidade e análise macroscópica. Em posse de todas as amostras usinadas e usinadas e polidas, foi realizado os seccionamentos dos corpos de prova para análise microestrutural das amostras, seguido da realização de ensaios de microdureza para determinação do gradiente de dureza da superfície usinada ao núcleo das amostras. Foi realizado testes de voltametria cíclica para análise do potencial de repassivação do material submetido aos processos de usinagem, bem como testes de polarização potenciodinâmica para verificação da resistência a formação de pites de corrosão. Por fim a etapa 2, foi realizado análise via MEV para caracterização da região afetada pelos testes de polarização, seguido de análise por DRX para verificação da morfologia dos corpos de prova;

Etapa 3: Discussão dos resultados obtidos dos testes realizados na etapa anterior (Etapa 2), onde além de ser expandido todos os resultados para uma análise criteriosa de cada ação adotada, sendo possível discorrer conclusões sobre cada análise executada. A ordenação dos resultados seguiu a mesma adotada na Etapa 2.

A realização dos testes e análises foram realizados na instituição UFRGS (DRX, MEV, Polarização, Voltametria), instituição Faculdade SATC (microestrutura

nos ensaios preliminares, Dureza Brinell e Microdureza Vickers dos ensaios preliminares), IFC campus Luzerna (tração, microestrutura do aço ASTM F138 e microdureza).

Figura 8 Fluxograma da tese



Fonte: autor

### 3.2 ASTM F138 investigado na tese

O material utilizado foi o aço inoxidável austenítico ASTM F138, em barras redondas laminadas e trefiladas de diâmetro de 32 mm e comprimento de 600 mm. As barras foram solubilizadas na temperatura de 1120 °C, pelo tempo de 2 horas, e resfriadas em meio aquoso de H<sub>2</sub>O inicialmente à 20 °C. A aquisição destas barras se promoveu pela empresa de próteses BAUMER, provindas da Villares Metals. As dimensões são as mesmas das utilizadas para produção de próteses de fêmur disponibilizadas pelo SUS.

A análise da composição química do aço inoxidável ASTM F138 foi obtida com o auxílio do aparelho espectrômetro de emissão ótica marca GNR, modelo METAL LAB 75.80

De maneira resumida é representada na tabela 2 a composição química do ASTM F138 utilizado e comparado com os valores definidos pela própria norma vigente.

Tabela 2 Composição química do aço ASTM F138

| ASTM               | C max. | Mn max. | P max. | S max. | Si max. | Cr        | Ni        | Mo       | N max. |
|--------------------|--------|---------|--------|--------|---------|-----------|-----------|----------|--------|
| NORMA              | 0,030  | 2,00    | 0,025  | 0,10   | 0,750   | 17,0-19,0 | 13,0-15,0 | 2,25-3,0 | 0,10   |
| MATERIAL UTILIZADO | 0,027  | 1,79    | 0,023  | 0,01   | 0,342   | 18,5      | 14,15     | 2,79     | 0,09   |

Fonte: autor

Um dos pontos importantes a serem observados na tabela 2, é que a porcentagem de enxofre do aço utilizado está dentro do limite permitido pela norma vigente. Destaca-se que o enxofre tem influência fundamental na usinabilidade e na resistência a corrosão do material, sendo um agravante a probabilidade da formação de pontos de corrosão intersticial, conforme mencionado no capítulo 2.

Em relação a usinabilidade, a presença de enxofre favorece o mecanismo de corte, em combinação com manganês, formando MnS, que por sua vez formam descontinuidades na matriz do aço, desta forma ocorrem regiões de baixa tensão de ruptura (HOW-MING, et al., 2017).

Ainda com o objetivo de caracterização do material foram realizadas medições de dureza pelo método Brinell, atendendo a metodologia exigida pela norma ASTM E-10 (ASTM, 2004) (ABNT, 2010). Quanto as barras solubilizadas, o resultado obtido quanto aos valores de dureza pelo método Brinell foi de 173 HBW 2,5/187,5/30. Este resultado encontrado está abaixo do valor máximo exigido pela norma que é de 250 HB, logo entendeu-se estar dentro do valor aceitável.

### 3.3 Microscopia óptica

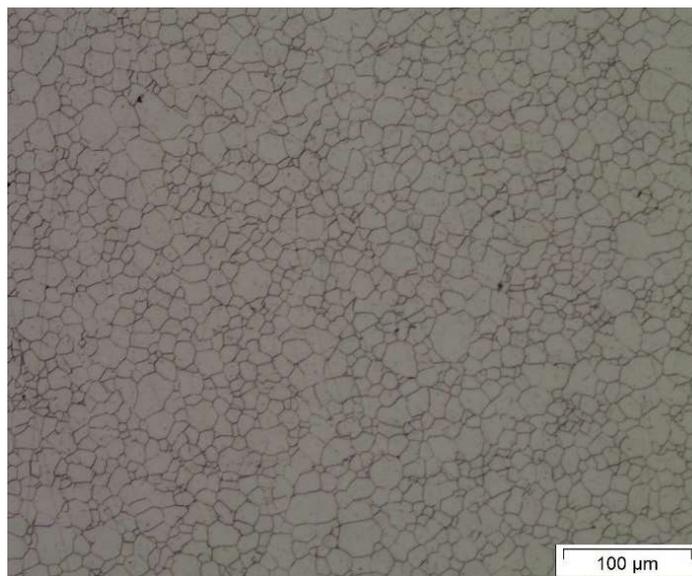
Para a análise por microscopia, foi realizado ataque eletrolítico para revelar as microestruturas com o auxílio de uma fonte de corrente contínua e aplicação de solução de 60% HNO<sub>3</sub> e 40% de H<sub>2</sub>O, com o tempo aproximado de 120 segundos, seguido da retirada da amostra e lavagem com álcool isopropílico.

A análise micrográfica foi realizada em microscópio óptico com medição dos tamanhos de grão austenítico, utilizando, para esse fim, retículo específico para aplicação em lentes objetivas.

O interesse nesse tipo de caracterização do material foi de atestar que o aço (ASTM F138) possui apenas grãos austeníticos em sua estrutura e para realizar o procedimento de análise do tamanho de grão, valor que é determinado na norma ASTM E-112 (ABNT, 1990).

A figura 9 é a imagem obtida da amostra da barra antes dos testes de usinagem. Analisando a imagem é possível identificar contornos de grão austeníticos definidos, característica intrínseca deste material, e de acordo com a norma referente a análise do tamanho de grão austenítico ASTM E-112 foi identificado tamanho de grão médio denominado na classe ASTM TG 7 e TG 8.

Figura 9 Microestrutura do aço ASTM F138 (200X)



Fonte: autor

Um dos importantes pontos a serem mencionados nessa análise, figura 9, é que o índice de inclusões, que possivelmente poderiam ter sido vistas na análise de microscopia, é baixo, sendo satisfatório para atender a norma de utilização deste aço inoxidável austenítico ASTM F138. Também podendo ser explicada pelos valores de enxofre, encontrados na análise de composição química.

### 3.4 Ensaios de tração

Com intuito de analisar os valores de tensão de escoamento do material utilizado, bem como os outros valores de resistência mecânica exigidos pela norma, foi realizado o ensaio de tração em corpos de prova com dimensões estabelecidas pela norma ASTM E-8M. A máquina utilizada foi da marca EMIC, modelo Emic DL10000MF com capacidade de 100 kN e velocidade de deslocamento aplicado de 1 mm/min. Os valores encontrados no ensaio e os valores definidos pela norma ASTM F138, estão descritos na tabela 3:

Tabela 3 Ensaio de tração e comparativos com a norma ASTM F138

| ASTM F138                 | Tensão máxima de ruptura, min. [MPa] | Limite de elasticidade, min [MPa] | Alongamento, min [%] | Dureza Brinell, máx., [HB] |
|---------------------------|--------------------------------------|-----------------------------------|----------------------|----------------------------|
| <b>Norma</b>              | 490                                  | 190                               | 40                   | 250                        |
| <b>Material utilizado</b> | 520 ±30                              | 280 ±10                           | 52 ±2                | 173 ±5                     |

Fonte: autor

De acordo com os valores descritos na tabela 3 é verificado que o material atende as exigências da ASTM F138, sendo que a tensão máxima de ruptura pode ser mencionada como o momento que ocorre o início da formação de microtrincas do material, analogamente sendo comparado ao processo de formação do cavaco e a formação da superfície usinada.

O limite de elasticidade alto é um dos indicativos da baixa usinabilidade destes materiais, haja visto que cavacos longos são formados durante a usinagem, aumentando o atrito entre cavaco e superfície de saída da ferramenta. Associados também a baixa dureza e o limite de elasticidade encontrado.

### 3.5 Procedimentos e parâmetros de usinagem

Em paralelo às análises para caracterização dos materiais, foi realizada uma pesquisa a respeito dos parâmetros de corte a serem utilizados nos ensaios de usinabilidade. Os valores de profundidade de corte [ $a_p$ ], velocidade de corte [ $V_c$ ] e avanço da ferramenta [ $f_n$ ] foram obtidos por informações emitidas pelos fabricantes de ferramentas de corte específicas para os aços inoxidáveis e por meio de ensaios preliminares de fim de vida de ferramentas e rugosidade superficial usinada, realizados com aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L, desta forma pôde-se determinar os parâmetros que melhor atenderiam as solicitações deste trabalho.

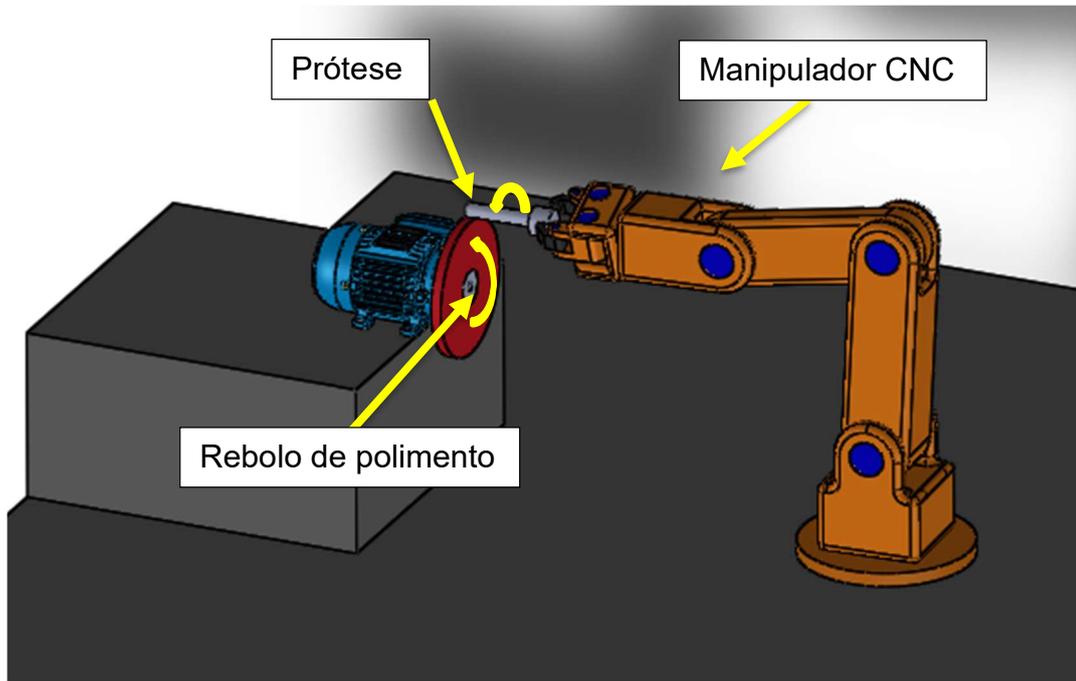
Além das análises da condição como usinada, optou-se em realizar análises após polimento da condição usinada. O intuito de analisar as superfícies usinadas e polidas foi de verificar, o quanto efetivamente o polimento da superfície pós usinagem, diminuiria imperfeições geradas pela usinagem e do processo como um todo, ou seja, o efeito sobre a integridade superficial.

A fim de reproduzir o real efeito de processos industriais de acabamento de peças, o processo de polimento foi realizado na empresa BAUMER, com o mesmo princípio da retificação externa cilíndrica, porém com a utilização de um manipulador CNC, o qual controla a pressão de contato do rebolo com a superfície

de contato, mantendo homogênea a execução do método de polimento. Foi aplicada no processo pasta vegetal utilizada no polimento de próteses de quadril.

A representação do sistema de polimento está na figura 10, onde é identificado o robô manipulador, a prótese e a motorização de polimento.

Figura 10 Representação do polimento



Fonte: autor

Foi estabelecido um planejamento experimental fatorial completo de ( $2^K$ ), com três parâmetros, avanço ( $f_n$ ), profundidade de corte ( $a_p$ ) e acabamento superficial. Na tabela 4 são verificados os parâmetros adotados com cada teste seguidos de duas réplicas. Onde lê-se  $f_n01a_p05P$  ao  $f_n03a_p30P$  entende-se superfície usinada e polida. Ressalva-se ainda que todos os ensaios e testes realizados foram replicados duas vezes.

Tabela 4 Condições de corte e denominação dos testes

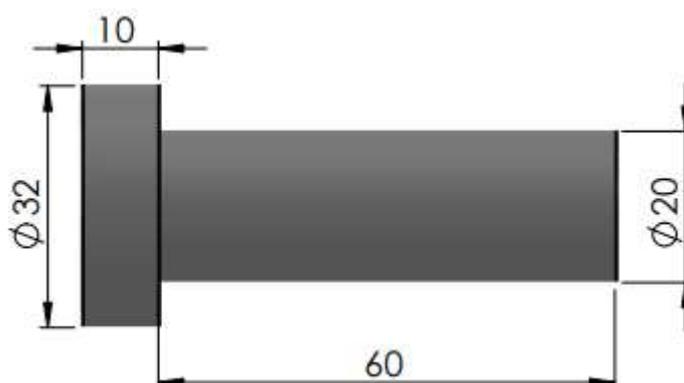
| Nome da Condição | $v_c$ [m/min] | $f_n$ [mm/rot] | $a_p$ [mm] | Polimento |
|------------------|---------------|----------------|------------|-----------|
| $f_n0,1a_p0,5$   | 190           | 0,1            | 0,5        | Não       |
| $f_n0,1a_p3,0$   | 190           | 0,1            | 3,0        | Não       |
| $f_n0,3a_p0,5$   | 190           | 0,3            | 0,5        | Não       |
| $f_n0,3a_p3,0$   | 190           | 0,3            | 3,0        | Não       |
| $f_n0,1a_p0,5P$  | 190           | 0,1            | 0,5        | Sim       |
| $f_n0,1a_p3,0P$  | 190           | 0,1            | 3,0        | Sim       |
| $f_n0,3a_p0,5P$  | 190           | 0,3            | 0,5        | Sim       |
| $f_n0,3a_p3,0P$  | 190           | 0,3            | 3,0        | Sim       |

Fonte: autor

As dimensões dos corpos de prova foram definidas com base na capacidade da máquina e no mínimo de desperdício de material, porém sem que algum teste futuro fosse impedido de ser realizado.

Para garantir fixação e evitar possível ocorrência de vibração durante os ensaios preliminares de usinagem por torneamento, foi realizado o faceamento do corpo de prova seguido de furo de centro em suas extremidades para fixação entre placa e ponta rotativa. A geometria final dos corpos de prova (cp) está representada na figura 11, onde foram realizados todos os ensaios posteriores à usinagem. As tolerâncias dimensionais atendem as normas vigentes quanto a tolerâncias de peças usinadas por torneamento, de acordo com NBR 6158 (1995), ficando com valores de tolerância de 0,04 mm para diâmetros e 0,2 mm para comprimento de peças submetidas ao processo de torneamento externo cilíndrico.

Figura 11 Corpos de prova após processo de usinagem



Fonte: autor

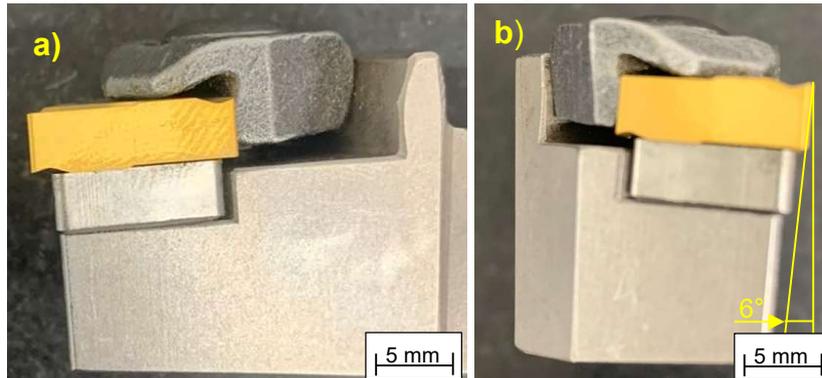
Objetivando a não interferência de processos anteriores de conformação do material, foi realizada a redução dos diâmetros originais das barras por meio do processo de torneamento com insertos novos e com a utilização de incrementos de 0,5 mm a cada passe ( $a_p$ ), todavia os últimos passes nos corpos de prova obedeceram aos valores apresentados na Tabela 4.

Para a realização dos ensaios de usinabilidade, foram utilizados insertos de metal duro modelo TNMG 160404, fabricante SANDVIK, figura 12 (a). O suporte utilizado proporcionou um ângulo de folga entre a ferramenta e a peça de  $6^\circ$ , representado na figura 12 (b). As condições de corte nos testes preliminares induziram à utilização de lubrificação por jorro com fluido lubrificante com

intuito de amenizar a formação de danos às ferramentas e aos corpos de prova pelo aquecimento durante o processo de corte.

Entretanto, o último passe, considerado objeto de estudo, foi realizado sem a aplicação de fluido a fim de evitar influências da variação de condições tribológicas e de arrefecimento associadas ao uso do fluido.

Figura 12 a) Inserto montado no suporte para os ensaios de usinagem e b) representação do ângulo de folga da ferramenta



Fonte: autor

Como análise macroscópica prévia da superfície submetida ao processo de usinagem, foi realizada a averiguação por intermédio de estereoscopia digital, foi utilizado um estereoscópio modelo BW1008 com aumento de até 500X. O objetivo foi verificar alguma inconsistência na superfície usinada, ou seja, caso houvesse durante o processo a adesão de cavacos na superfície usinada, ou evidências da formação de aresta postiça na ferramenta. Esses dois fenômenos podem gerar superfícies com topografias diferentes das usinadas.

### 3.6 Medição de rugosidade

Para medição de rugosidade, realizada de maneira paralela ao eixo de simetria das amostras, foi utilizado o rugosímetro modelo SJ-310, marca Mitutoyo, com escalas de medição em  $\mu\text{m}$  empregadas para medição dos parâmetros  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$  e utilizando *cut-off* de 0,8 mm. Estes parâmetros são definidos pela norma NBR4287 (2002) para processos de torneamento. A importância desse ensaio provém da necessidade de conhecimento dos valores de rugosidade para discussão com relação à influência sobre a resistência a corrosão e repassivação.

Foram realizadas medições de rugosidade nas amostras usinadas, amostras antes do polimento e após polimento. O cerne da idéia de realização das medições

de rugosidade antes e após polimento foi de verificar a real ação do processo posterior à usinagem por torneamento.

### 3.7 Análise de microdureza Vickers

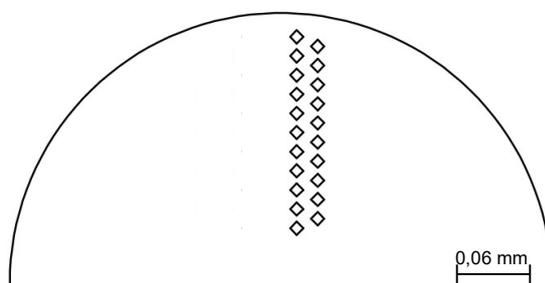
As medições de microdureza Vickers foram realizadas com o microdurômetro modelo Equilam - EQMHV-2000Z a partir da aplicação da carga de 0,098 N. A medição de dureza dos corpos de prova foi feita após a realização dos testes de usinagem e mensurada a variação de dureza de acordo com a profundidade da camada distorcida pela deformação plástica sofrida pela superfície do corpo de prova devido ao processo de usinagem. Os parâmetros de medição obedeceram às diretrizes vigentes na norma ASTM E92 (1997).

Para a realização das medições, determinou-se que em relação à superfície, fossem realizadas as indentações a partir de 0,02 mm, pois valores inferiores a este poderiam originar o escorregamento do prisma durante a indentação ocorrendo possível quebra do dispositivo.

Para as medições com carga de 0,098 N é adotada a distância de 0,02 mm entre impressões, originando um número de 20 impressões por perfil, chegando a um perfil de dureza de 0,4 mm. A forma de distribuição das indentações pode ser observada pela representação da figura 13.

O desvio padrão foi definido como sendo de 7% (sete por cento) pela aferição com padrões de dureza do equipamento, portanto estão representados nas figuras como sendo os valores máximos e mínimos de cada análise pontual.

Figura 13 Modelo de realização das indentações



Fonte: autor

### 3.8 Testes de polarização e voltametria

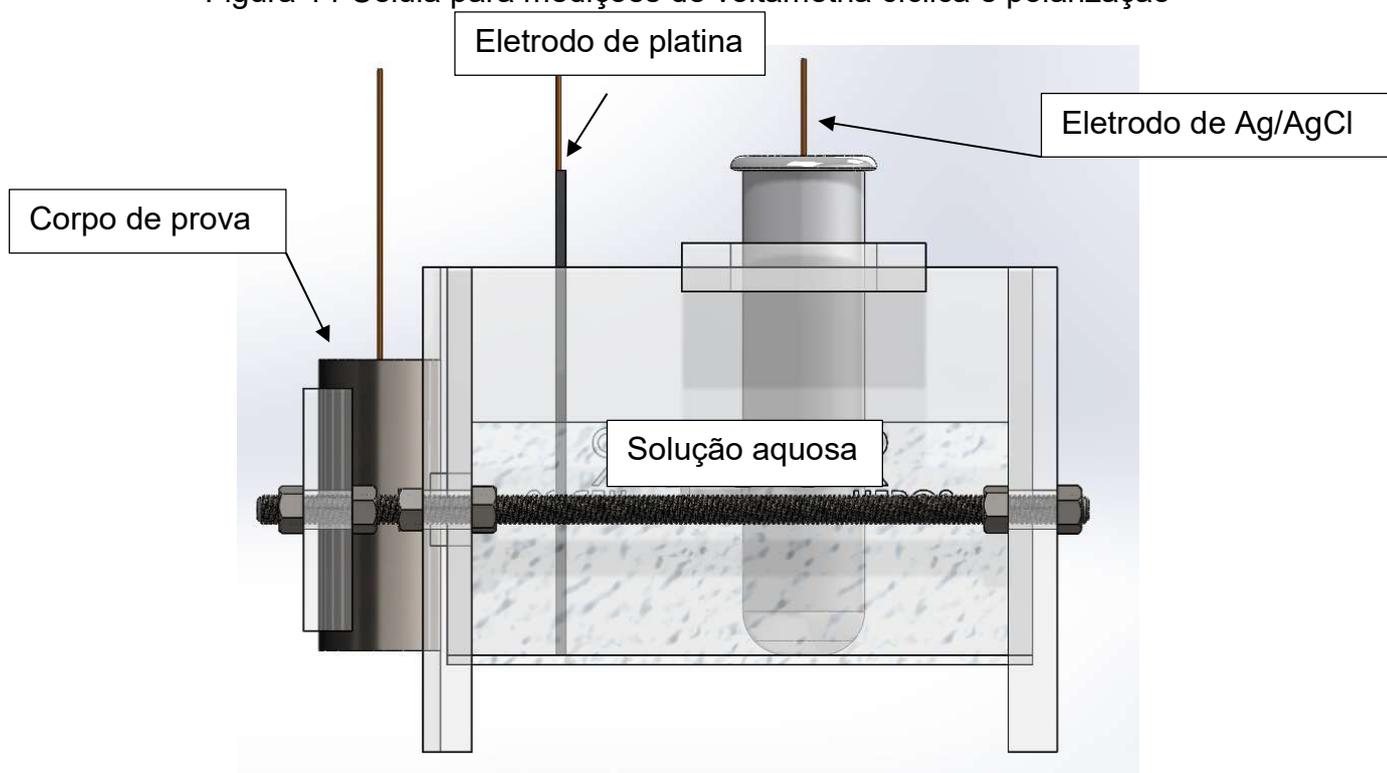
Ensaio de polarização potencioestática foram realizados com intuito de verificar o potencial de pite e os ensaios de voltametria cíclica, objetivando, desse

modo, verificar a repassivação de acordo com o tipo de material e o parâmetro de usinagem. Foi utilizado o potenciostato AUTOLAB PGSTAT 302, e *software* GPES. Toda instrumentação foi para captação de dados da célula montada dentro de uma campânula de *Faraday* com vistas a eliminar possíveis interferências de respostas originadas dos aparelhos no entorno da célula.

A célula é composta de três eletrodos, sendo que um eletrodo, considerado referência, é composto por Ag/AgCl e o contra eletrodo é de platina. A área de exposição para realização do ensaio foi de aproximadamente 2,0 cm<sup>2</sup>, a qual se determina pela janela do recipiente onde o corpo de prova será sobreposto.

O meio onde os ensaios foram realizados dependeu de cada caso específico, pois para o ensaio de voltametria cíclica é utilizada uma solução de 0,5 M de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,01 M KSCN, com pH 0 aproximadamente e à temperatura de 20 °C. O intervalo de varredura foi de -400 mV até +400 mV, bem como a velocidade de varredura de 0,016 V/s. A figura 14 mostra como foi realizada a montagem dos experimentos de polarização e voltametria cíclica.

Figura 14 Célula para medições de voltametria cíclica e polarização



Fonte: autor

O ensaio de polarização foi desenvolvido em uma solução de 0,1M NaCl com pH 0 aproximadamente, a uma temperatura de 20 °C e intervalo de varredura de -300 mV até +850 mV e velocidade de varredura de 0,02 V/s.

### **3.9 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)**

A realização dos ensaios de MEV tiveram como objetivo analisar a superfície onde o processo de corrosão ocorreu após os ensaios de polarização e repassivação. Além do aspecto visual obtido, também foi produzido o mapeamento da superfície afetada. O posicionamento foi de maneira que a área em exposição e análise fosse acessível aos testes de polarização e repassivação. Através de comparação com trabalhos já publicados na literatura anteriores à esta tese, foi realizada uma análise do processo de corrosão dos corpos de prova nos ensaios.

### **3.10 Análise de fases por difração de raios-X (DRX)**

Para a realização da análise de fases das amostras usinadas, todas as medições foram realizadas nas superfícies usinadas e próximo as áreas de medição de polarização potenciodinâmica, a fim de verificar se os parâmetros de usinagem poderiam ter induzido a formação de martensita induzida por deformação no volume de análise de raios-X.

O equipamento utilizado na análise foi o GE Seifert Charon XRD M Research Edition® pertencente ao laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da UFRGS. Para as análises de fases foi utilizado radiação de Cromo, com um comprimento de onda  $k\text{-}\alpha$  de 2,2897 Å. O difratômetro utiliza um detector de linha (Meteor 1D com 6 acumulações), utilizando-se nas análises uma faixa de medição de  $2\theta$  entre 35° a 166°. O valor de tensão foi de 30 kV e corrente de 30 mA, com tempo de escaneamento por passo de 100 s, e espaçamento de 0,05°.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

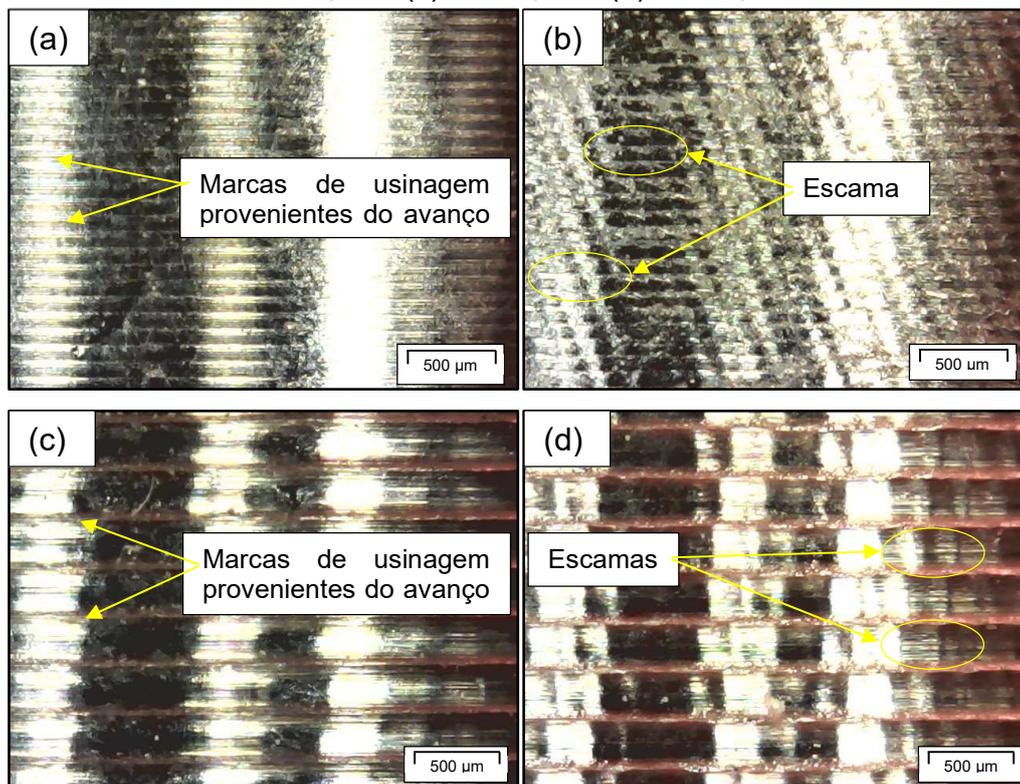
Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados. A sequência descrita segue a mesma ordem de desenvolvimento da tese em questão.

### 4.1 Aspecto visual da superfície após os ensaios de usinagem

A figura 15 de “a” a ‘d” corresponde as imagens da superfície dos corpos de prova após realização dos ensaios de usinagem, onde pode ser observado que o aspecto superficial dos corpos de prova fica mais irregular à medida que o parâmetro de avanço da ferramenta ( $f_n$ ) aumenta de 0,1 para 0,3 mm/rot.

A medida que a profundidade de corte aumenta de 0,5 para 3,0 mm, fica evidente o aspecto entre as linhas de usinagem apresentando aspecto escamado. A possível justificativa para tal fato decorre com o aumento do avanço, há um consequente aumento de esforços de usinagem durante os testes nas condições  $f_n0,1a_p3,0$  e  $f_n0,3a_p3,0$ , o que faz com que a pressão de contato aumenta enquanto inexistente lubrificação para redução do coeficiente de atrito. O que favorece o aspecto escamado na superfície.

Figura 15 Imagens dos corpos de prova usinados onde: (a)  $f_n0,1a_p0,5$ , (b)  $f_n0,1a_p3,0$ , (c)  $f_n0,3a_p0,5$ , (d)  $f_n0,3a_p3,0$



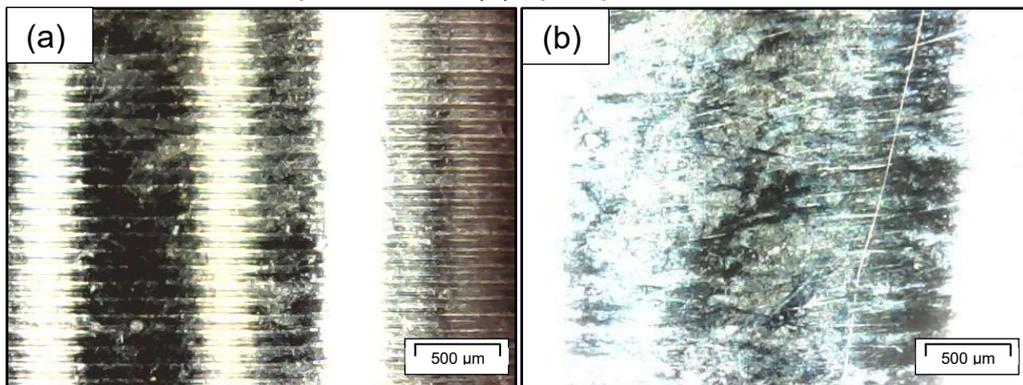
Fonte: autor

As figuras 16 a 19 correspondem aos corpos de prova que foram submetidos ao processo de polimento, onde as citações (a) e (b) fazem menção a condição antes e após o polimento.

É possível perceber que a amostra  $f_n0,1a_p0,5P$ , figura 16, após a realização do polimento, diminui as marcas oriundas do processo de usinagem, enquanto a amostra na condição  $f_n0,1a_p3,0P$  (figura 17), de maneira discreta, ainda é possível identificar marcas da usinagem a qual a superfície foi submetida.

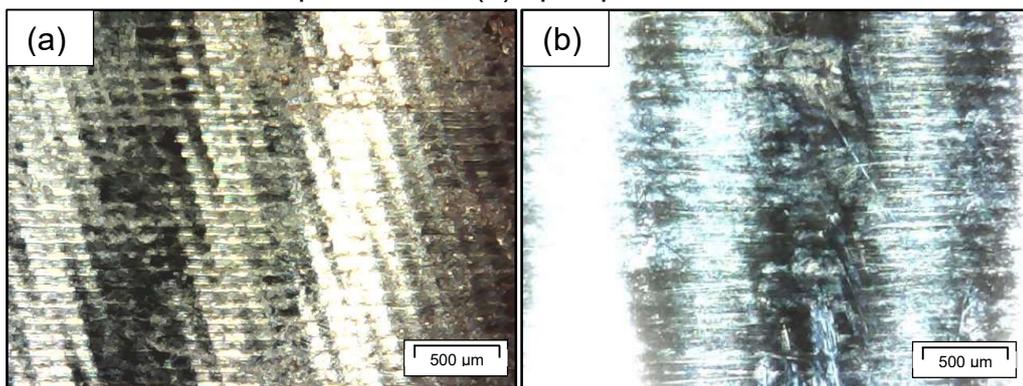
As figuras 18 e 19, quando mencionam o processo de polimento, ainda representam de maneira protuberante as marcas (linhas) de avanço da usinagem, porém as marcas denominadas “escamas” diminuem com o processo de polimento.

Figura 16 Corpos de prova após realização do ensaio  $f_n0,1a_p0,5P$ : (a) antes do polimento e (b) após polimento



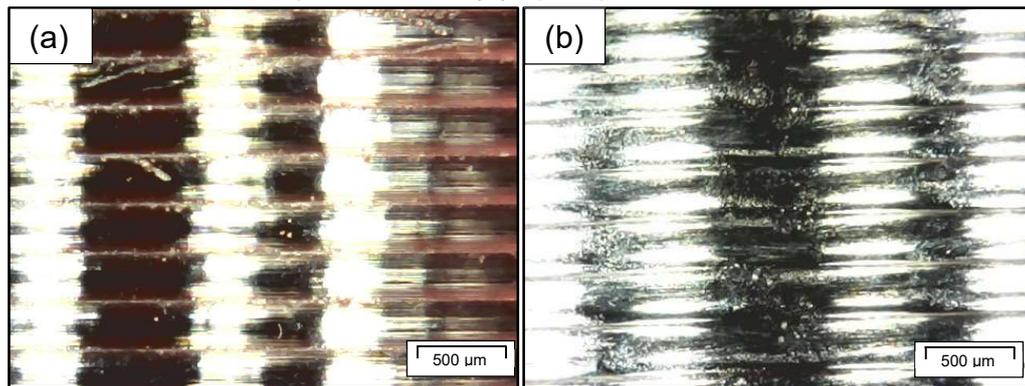
Fonte: autor

Figura 17 Corpos de prova após realização do ensaio  $f_n0,1a_p3,0P$ : (a) antes do polimento e (b) após polimento



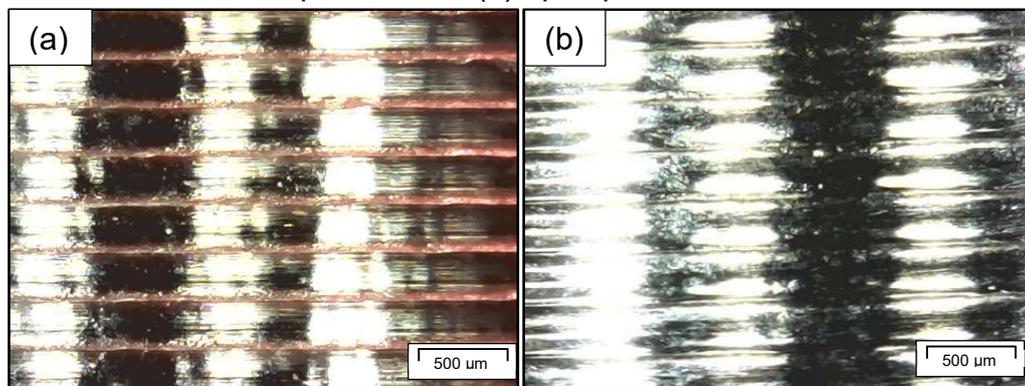
Fonte: autor

Figura 18 Corpos de prova após realização do ensaio  $f_n0,3a_p0,5P$ : (a) antes do polimento e (b) após polimento.



Fonte: autor

Figura 19 Corpos de prova após realização do ensaio  $f_n0,3a_p3,0P$ : (a) antes do polimento e (b) após polimento



Fonte: autor

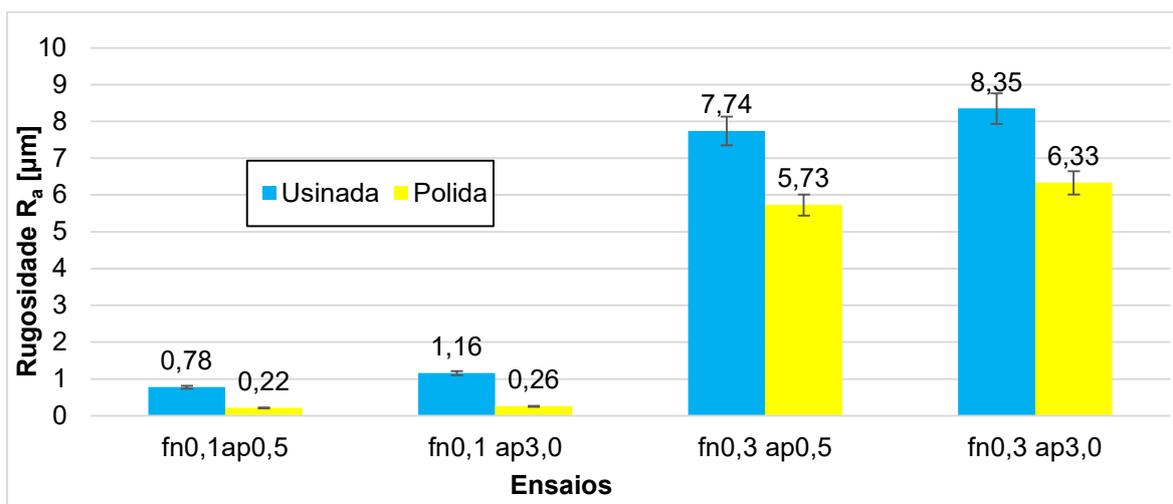
Ainda fazendo a análise das imagens obtidas pela estereoscopia, é percebido que as linhas horizontais oriundas da usinagem e anteriores ao processo de polimento possuem irregularidades, enquanto as imagens polidas atenuam, em parte, essas imperfeições. Para ser constatada a influência dessas irregularidades na formação de picos e vales da superfície, ainda se faz necessário a realização de medições de rugosidade, que serão relatadas no tópico seguinte a este.

Como maneira de eliminar alguma conclusão prévia dos próximos testes a serem expostos, é relatado nesta seção que durante a realização dos testes de usinagem não ocorreram ações inesperadas do processo, comportamento do conjunto suporte/ inserto ou remoção de material.

## 4.2 Rugosidades superficiais

Os valores encontrados durante o processo de medição das rugosidades das amostras estão representados nas figuras 20, 21 e 22 onde representam os parâmetros  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$  respectivamente.

Figura 20 Valores de rugosidade pelo parâmetro  $R_a$



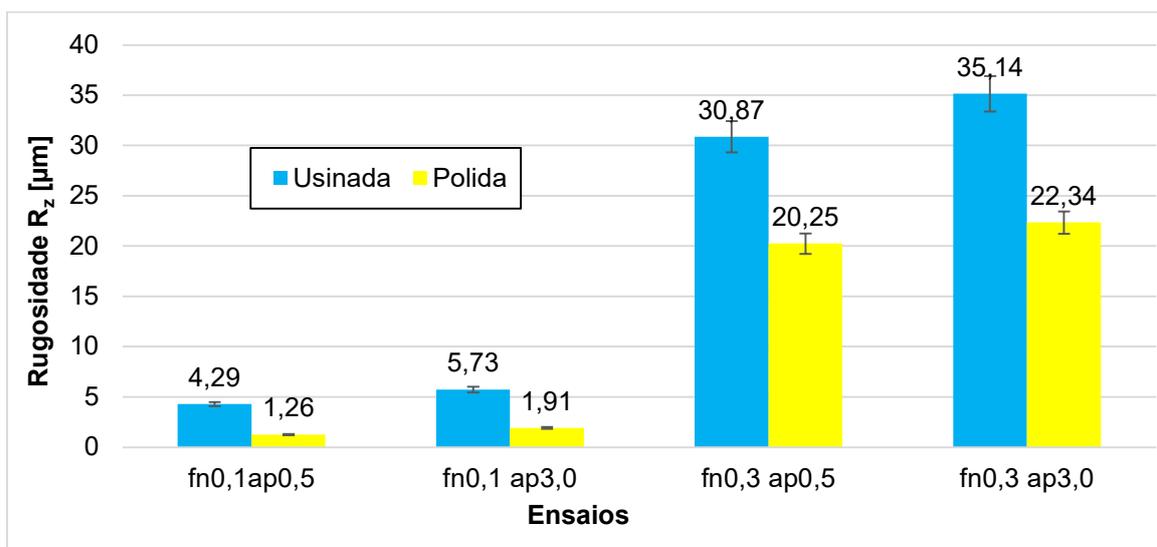
Fonte: autor

O parâmetro  $R_a$  é denominado de desvio médio aritmético ( $R_a$ ), sendo a média dos valores absolutos das ordenadas do perfil efetivo em relação à linha média, em um comprimento de amostragem. A figura 20 revela que os valores obtidos das medições de rugosidade pelo parâmetro  $R_a$  indicam o ensaio  $f_n0,1a_p0,5$  como sendo o parâmetro que gerou menores valores médios por amostragem, seguido do ensaio  $f_n0,1a_p3,0$ , onde estes apresentam os valores mais próximos dos mensurados analiticamente. Os ensaios  $f_n0,3a_p0,5$  e  $f_n0,3a_p3,0$  mostram que os valores superiores de profundidade de corte ( $a_p$ ) influenciam de alguma maneira no processo de usinagem, influência que se mostrou prejudicial à textura da superfície, quando há a necessidade de valores menores de rugosidade.

Uma análise de forma mais incisiva das amostras antes de serem polidas revela que apesar de possuírem valores de rugosidade maiores para todos os parâmetros de rugosidade, após serem polidas apresentaram os menores valores de rugosidade.

A rugosidade de profundidade ( $R_z$ ) é a média aritmética em amostragens consecutivas, ou seja, é a soma dos valores absolutos das ordenadas dos pontos de maior afastamento acima e abaixo da linha média. Os valores encontrados de  $R_z$ , figura 21, apontam que as amostras polidas e amostras usinadas apresentando a rugosidade média de picos e vales ( $R_z$ ), sendo os valores das amostras polidas mais baixos em todas as situações apresentadas, demonstrando a influência no processo de polimento na redução do valor deste parâmetro.

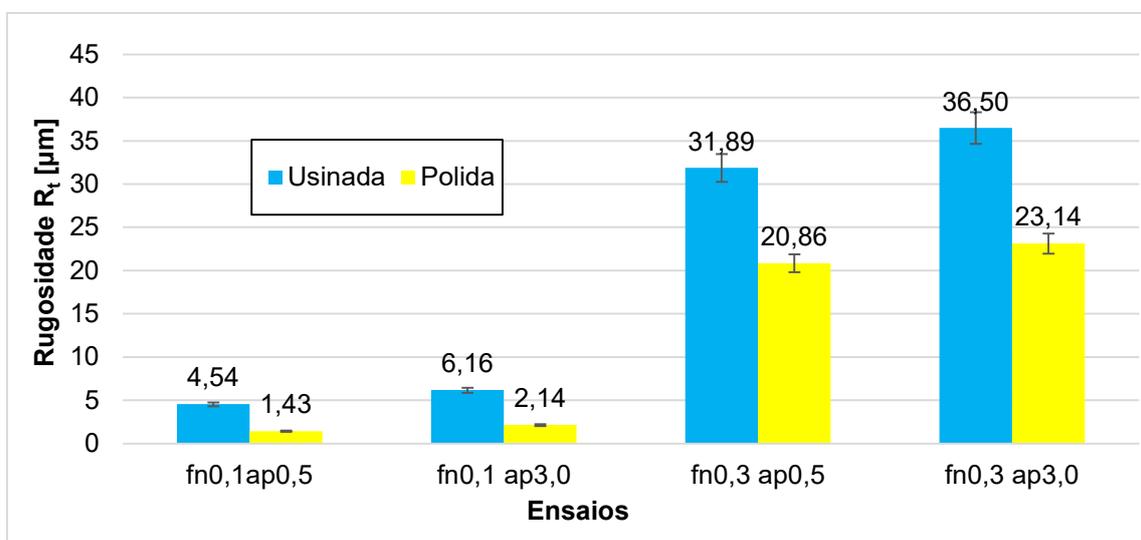
Figura 21 Valores de rugosidade pelo parâmetro  $R_z$



Fonte: autor

O parâmetro de rugosidade denominado  $R_t$  [ $\mu\text{m}$ ] é o valor mais alto entre todos os picos e o valor mais baixo dos vales dentro do comprimento medido do perfil.

Figura 22 Valores de rugosidade pelo parâmetro  $R_t$



Fonte: autor

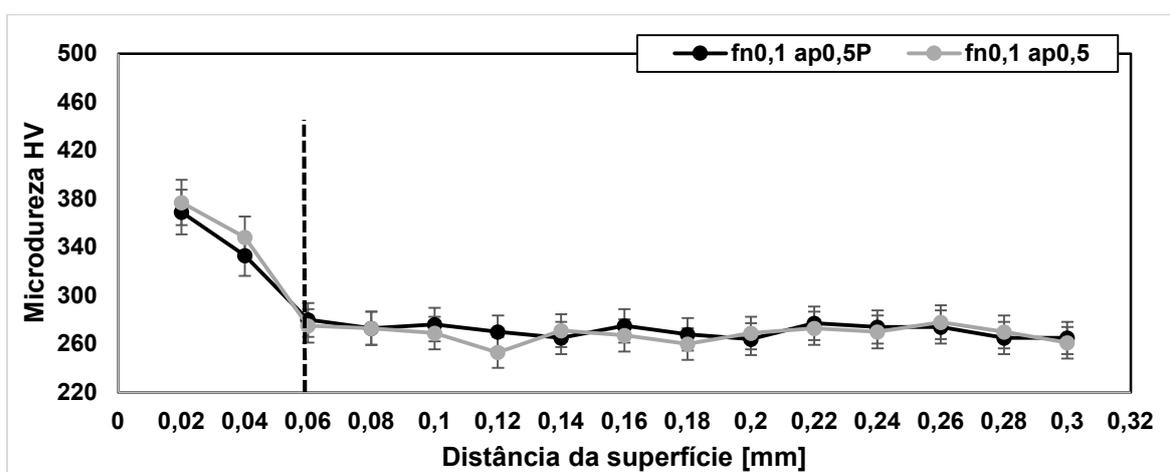
Conforme análise da figura 22 o valor correspondente ao ensaio  $fn0,3ap3,0$ , considerado de usinagem mais severa devido aos maiores valores de avanço de ferramenta de 0,3 mm/rot e penetração da ferramenta 3,0 mm, após a realização do processo de polimento apresenta menores índices de rugosidade total ( $R_t$ ). Fato que demonstra que a realização de um processo posterior pode reduzir algumas irregularidades geradas durante o processo de usinagem, ou reduzir o tempo de

usinagem de uma determinada peça. Entretanto, conforme descrito por STEMMER (2005) e DINIZ (2008), a adição de processos posteriores pode aumentar exponencialmente os tempos de produção total de um produto.

### 4.3 Análise de microdureza Vickers

A partir das figuras 23, 24, 25 e 26, representam-se os perfis de microdureza pelo método Vickers com carga de 0,098 N e de acordo com as condições de corte que estão na tabela 4.

Figura 23 Perfil de microdureza das condições fn0,1ap0,5 e fn0,1ap0,5P



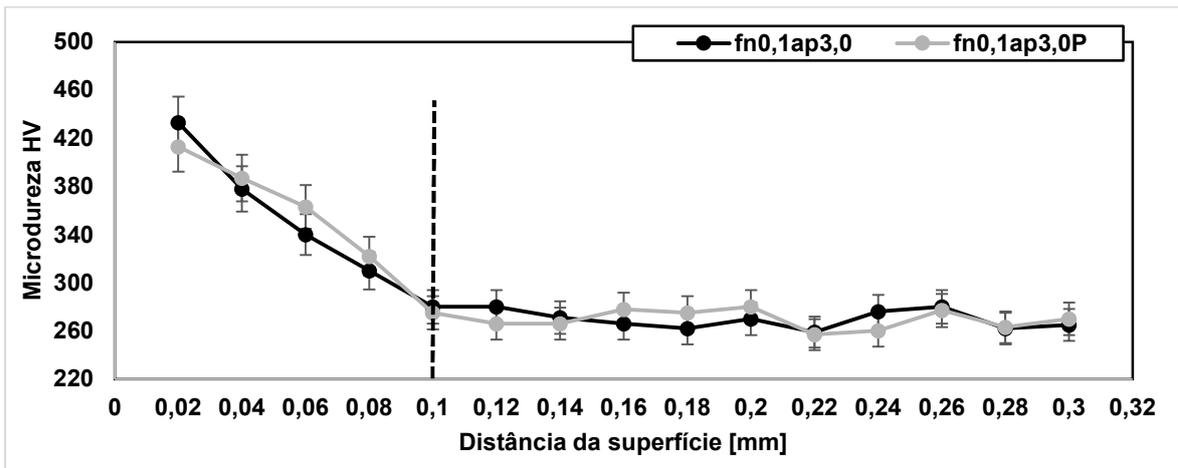
Fonte: autor

A figura 23 apresenta o perfil de dureza após a realização do processo de usinagem com parâmetros de corte de 0,1 mm/rot para avanço da ferramenta e 0,5 mm de profundidade de corte da ferramenta, o que distingue um teste em relação ao outro é a realização do processo de polimento de uma das amostras, definida como sendo o fn0,1ap0,5P.

A análise do gráfico reporta ao entendimento que ocorre para as duas condições uma faixa de estabilização da dureza a partir da distância de 0,06 mm, que sugere abaixo desta profundidade a usinagem não influenciou na estrutura do material.

Para um mesmo avanço, porém com o aumento da profundidade de corte, condição fn0,1ap3,0 e fn0,1ap3,0P o perfil de dureza é representado pela figura 24, onde é percebido que o aumento de dureza na superfície permanece, entretanto em valores acima dos mencionados nas condições fn0,1ap0,5 e fn0,1ap0,5P.

Figura 24 Perfil de microdureza das condições fn0,1ap3,0 e fn0,1ap3,0P

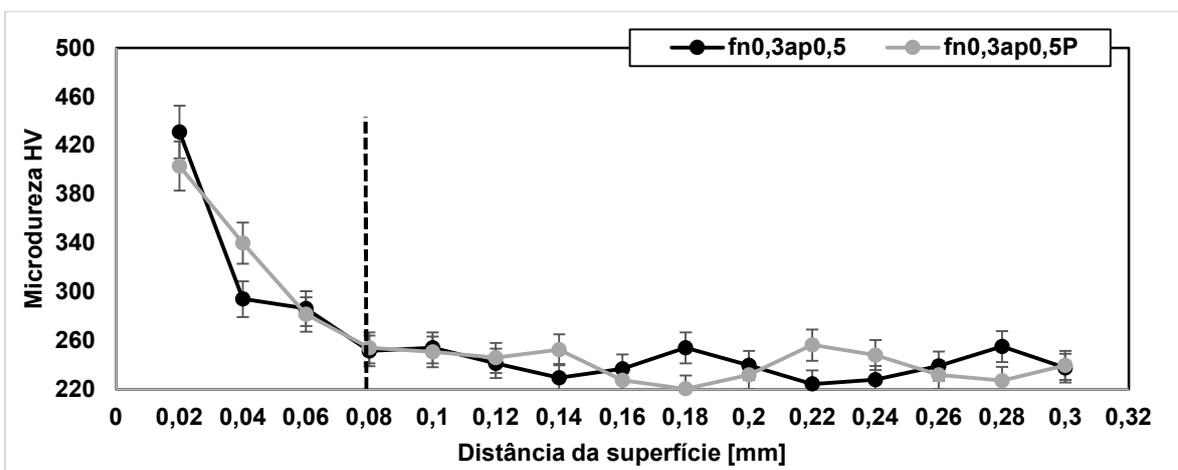


Fonte: autor

Analisando a figura 24 é identificado que o ponto que ocorre a estabilização na dureza é a partir do valor de 0,10 mm da superfície, tanto para a condição apenas usinada quanto para a usinada e polida, podendo desta forma ser estimado que o processo de usinagem afetou a estrutura do aço em até 0,10 mm de profundidade e que o processo de polimento não influenciou nos valores de dureza, apresenta um perfil similar ao material apenas usinado. Possivelmente, devido ao maior valor de penetração da ferramenta os valores de dureza da superfície foram maiores aos representados pela figura 23.

A Figura 25 apresenta o perfil de microdureza para amostras que foram usinadas com fn de 0,3 e ap de 0,5, nas condições com e sem polimento. É possível observar que não há influência significativa do polimento no perfil de microdureza.

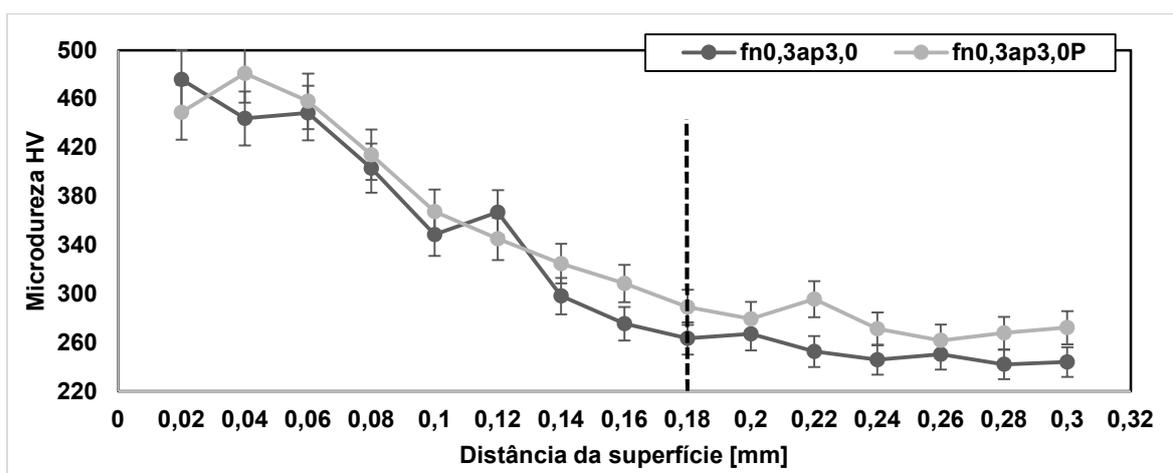
Figura 25 Perfil de microdureza das condições fn0,3ap0,5 e fn0,3ap0,5P



Fonte: autor

Da figura 25, conclui-se que a distância da superfície onde se inicia a estabilidade e constância de valores de dureza é vista a partir de 0,08 mm, e que o polimento da amostra até o momento não tenha exercido ação perceptível. Mesmo com a redução de  $a_p$ , porém com incremento de  $f_n$ , percebe-se que o valor de avanço também influencia na dureza superficial do aço, e em termos de valores analisados, atua de forma mais efetiva que o  $a_p$ . Isso se comparado aos valores da condição representada na figura 23.

Figura 26 Perfil de microdureza das condições  $f_n0,3ap3,0$  e  $f_n0,3ap3,0P$



Fonte: autor

A figura 26 mostra que de todos os conjuntos de parâmetros associados, a condição  $f_n$  de 0,3 mm/rot e  $a_p$  de 3,0 mm foram os que mais influenciaram na superfície do material, tanto em termos de maiores valores de dureza, acima de 420 HV, quanto em distância afetada da superfície. Percebe-se que o ponto onde ocorre a constância de médias de dureza é a partir de 0,18 mm, sendo a maior distância encontrada de todas as condições realizadas.

No ano de 2017, Agnieszka defendeu em sua publicação que durante o processo de extrusão hidrostática, ocorreram as variações de resistência mecânica do aço ASTM F138 de maneira positiva, e que analisando sua microestrutura identificou que devido ao trabalho de deformação ocorrido foram transformadas para martensíticas as estruturas austeníticas que foram diretamente submetidas ao processo e, conseqüentemente, ocorreram aumentos de dureza, justificados pela dureza superior à da austenita que fora medida na superfície.

Reportando-se aos trabalhos de pesquisa de Zhou (2017) que a realização de trabalho mecânicos na superfície dos aços ASTM F138 produzem aumento de dureza superficial, onde ele alcançou valores próximos a 0,5 mm de distância da

superfície que foi afetada por testes de fadiga. O mesmo menciona que ocorre a transformação dos grãos austeníticos em uma estrutura considerada martensítica, que por sua vez possui uma dureza maior que a austenítica. Os valores de dureza encontrados na superfície foram próximos a 400 HV (0,025 mm) e o núcleo que não foi afetado pelo processo indicou valores próximos a 230 HV, sendo estes valores similares aos identificados no presente trabalho.

Outro trabalho que menciona a influência de trabalhos mecânicos na variação de dureza foi descrito por Zhang (2018), onde o mesmo trabalhou com aços AISI 316L grau F138 no processo de deposição por fusão laser identificou no núcleo das amostras valores de dureza próximos a 200 HV, porém atingiu valores de 600 HV na superfície, contudo foi realizada a aplicação de processos posteriores e redução significativa de níquel, considerado um formador da fase austenítica, que possui maior resistência a corrosão que a fase encontrada subsequentemente denominada como sendo a fase ferrítica.

Reforçando as ideias de pesquisadores mencionados nos testes de dureza com carga de HV<sub>(0,098)</sub>, anteriormente realizados, Maurotto (2017) conclui em seu trabalho de usinagem pelo processo de fresamento tangencial e frontal que os parâmetros que mais exercem influência na variação de dureza nos aços inoxidáveis AISI 316L são o avanço por dente ( $f_z$ ), no caso dos processos de ferramenta rotativa, e a penetração da ferramenta ( $a_p$ ). Outrossim, justifica que o aumento de dureza é promovido pela mudança morfológica da estrutura atômica do material, de austenítica para martensita alfa e ferrita. O mesmo autor também determina que quanto mais próximo à superfície que foi submetida ao processo de remoção de material, a dureza também se torna maior em relação aos pontos mais distantes deste processo de usinagem.

Ainda enfatizando que o aumento de dureza provém do aumento dos esforços de corte proporcionados pelo processo de torneamento, Ankur (2018) menciona em um de seus trabalhos que durante análise de aumento de dureza dos aços inoxidáveis ASTM 316L submetidos a várias aplicações diferentes de carga de deformação, quanto maior for a deformação do material, maior será seu incremento nos valores de dureza. Esta afirmação fundamentou-se em teste de deformação de amostras recozidas, deformadas 20%, 40%, e que ocorre o limite dos valores de dureza em deformações de 60% e 80%. A justificativa imposta para

o ocorrido se deve a formação de grãos gêmeos (TWINS), onde a estrutura austenítica é convertida em martensita induzida por deformação (TRIP).

Diante dos resultados dos perfis de dureza com variações dos parâmetros de usinagem e trabalhos os supracitados, é possível que tenha havido a formação de martensita na região mais próxima da superfície das amostras, onde a dureza alcançou valores próximos 400 HV, salvo as condições  $fn_{0,1ap0,5}$  e  $fn_{0,1ap0,5P}$  que proporcionou valores abaixo de 400 HV. Em todas as condições polidas os valores de dureza foram próximos das condições apenas usinadas, podendo ser descrito que o polimento não alterou os valores de dureza de modo significativo.

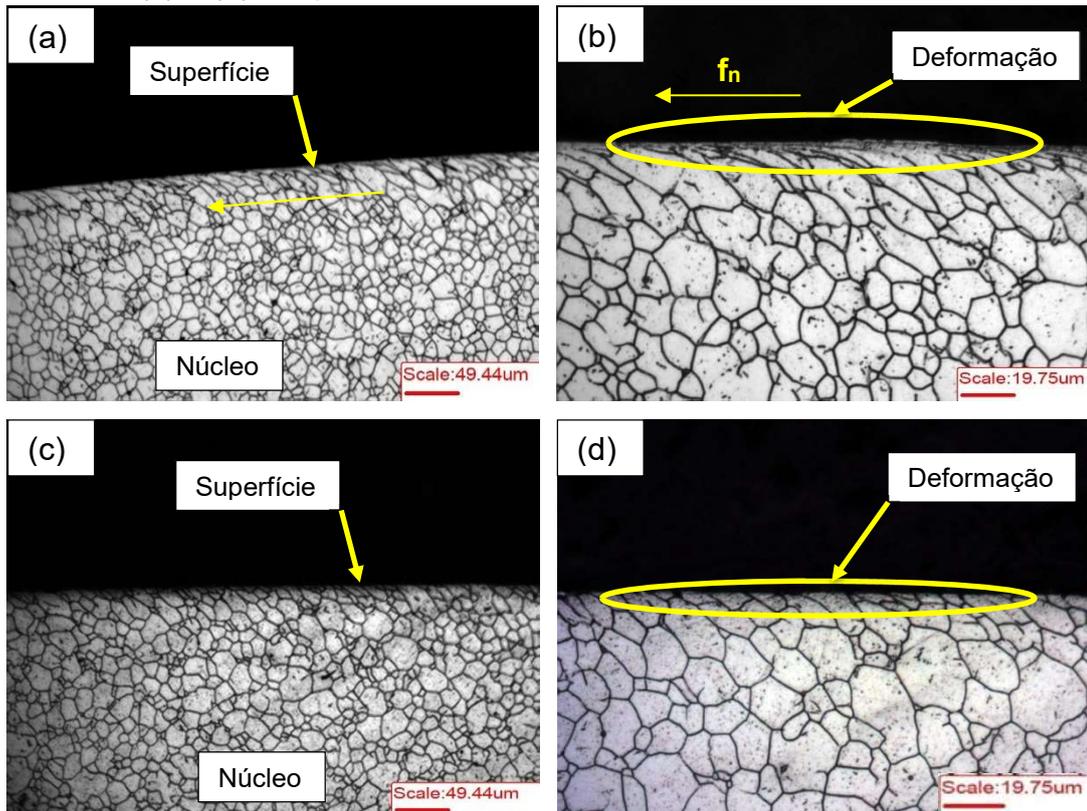
#### **4.4 Análise microestrutural**

As figuras representadas nesta seção são referentes as amostras que foram seccionadas com intuito de visualizar a profundidade da camada afetada durante o processo de usinagem aplicado bem como analisar visualmente se o polimento gerou alguma alteração perceptível. Enfatiza-se ainda que o ataque eletroquímico nas amostras, necessário para revelar os contornos de grãos austeníticos, também pode ser aplicado para identificar a presença de martensita, haja visto que os reagentes utilizados não reagem em grãos austeníticos, mas sim em martensitas.

A figura 27 mostra as amostras ditas como  $fn_{0,1ap0,5}$ , (a) e (b) e  $fn_{0,1ap0,5P}$ , (c) e (d), respectivamente com aumentos de 200X e 400X. As figuras indicam a superfície do material, direção do núcleo das amostras, e suposta camada onde ocorreu a interferência dos processos de manufatura empregados nas amostras. Optou-se pela representação de cada amostra com os dois aumentos no sentido de que a imagem estaria com menos identificações e, desta forma, com melhor entendimento da imagem.

As representações da condição  $fn_{0,1ap0,5}$  mostram que houve deformação dos grãos do material, e que a deformação foi tornando-se menos identificável à medida que foi ocorrendo o distanciamento da superfície da amostra. Entretanto as figuras 27 (c) e (d) mostram a amostra que foi submetida ao processo de polimento ( $fn_{0,1ap0,5P}$ ), e é perceptível que a deformação foi menos incidente, em relação a amostra não polida.

Figura 27 Imagens das estruturas nas condições  $f_n0,1ap0,5$  (a) e (b),  $f_n0,1ap0,5P$  (c) e (d), respectivamente com aumento de 200X e 400 X

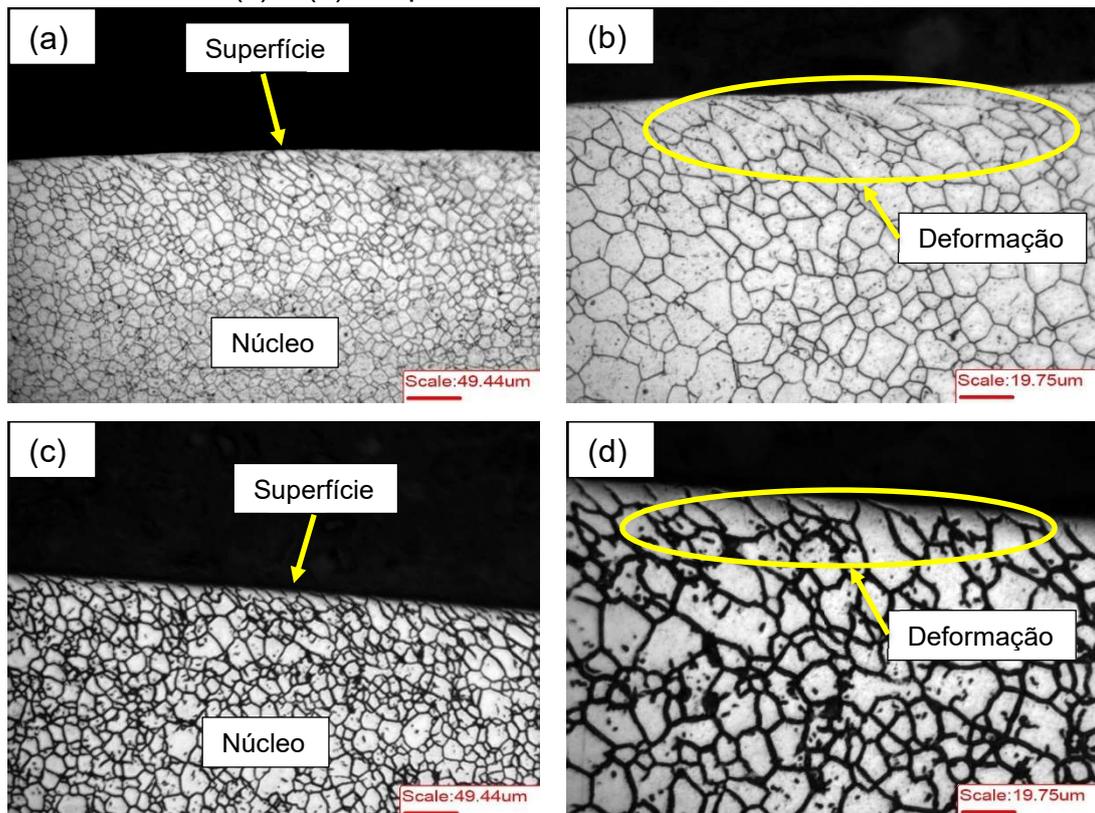


Fonte: autor

As amostras foram analisadas antes e após a realização do polimento, e as medidas encontradas foram que o processo de polimento removeu de todas as amostras 0,01 mm em seu diâmetro, logo é estimado que os valores de distância deformada tenham sido inferiores para todas as amostras polidas. É visível uma camada na amostra usinada, mais próxima da superfície em que ocorre uma ilegibilidade dos contornos de grão, e que não são vistas na amostra polida, intitulada como “deformação” nas figuras, podendo ser estimado que a formação de martensitas foi superficial ao ponto que não fosse detectado pela análise de microdureza, haja visto que foram medidos os pontos a partir de 0,02 mm da superfície.

A figura 28 mostra as imagens do  $f_n0,1ap3,0$  e  $f_n0,1ap3,0P$ , onde é possível identificar tanto na figura 28 (a) como na figura 28 (b) ondulações na superfície da amostra, possivelmente está relacionado ao fato que o valor de  $a_p$  aumentou ao ponto que durante a usinagem, os esforços proporcionaram ao material maiores taxas de deformação, podendo ter ocorrido variações de circularidade da amostra.

Figura 28 Imagens das estruturas nas condições  $fn_{0,1}ap_{3,0}$  (a) e (b),  $fn_{0,1}ap_{3,0}P$  (c) e (d), respectivamente com 100X e 200 X

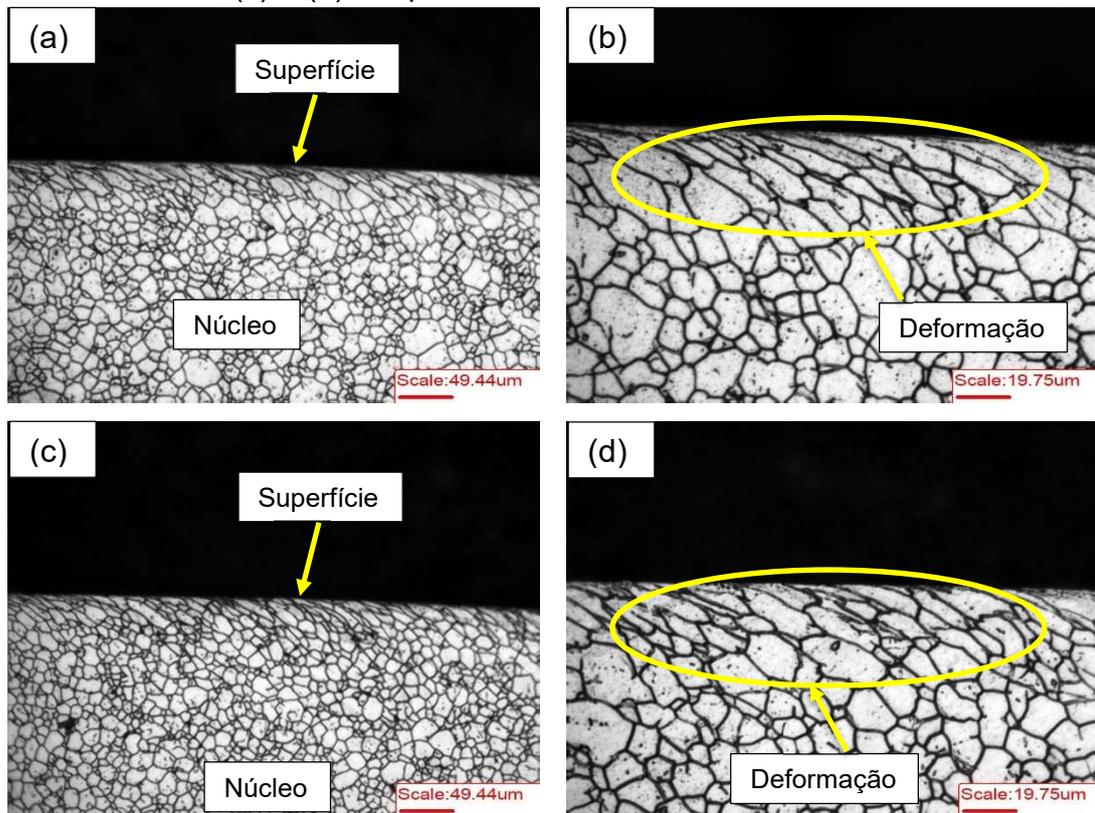


Fonte: autor

Nayak (2014), em seus testes de análise de torneamento externo a seco de aços inoxidáveis AISI 304, também identificou variações de circularidade proporcionadas pelos esforços perpendiculares à superfície do material, atrelando tal fenômeno as forças de penetração da ferramenta e ao método de ruptura do material durante a remoção de cavaco na zona de deformação durante o corte. Na figura 28 também fica evidente que o polimento ameniza a visualização de uma fina camada de deformação, haja vista na figura 27.

Contraposto as figuras 27 e 28, a figura 29 é a representação das condições  $fn_{0,3}ap_{0,5}$  e  $fn_{0,3}ap_{0,5}P$ , onde ocorre a mudança do  $f_n$  de 0,1 para 0,3 mm/rot. As figuras mostram que houve deformação maior dos grãos das amostras, tornando-as em um aspecto lamelar, e que tanto a amostra apenas usinada 29 (a) e (b) como a polida 29 (c) e (d) identificam uma maior distância da superfície onde ocorre a deformação.

Figura 29 Imagens das estruturas nas condições  $fn_{0,3}ap_{0,5}$  (a) e (b),  $fn_{0,3}ap_{0,5}P$  (c) e (d), respectivamente com 100X e 200 X

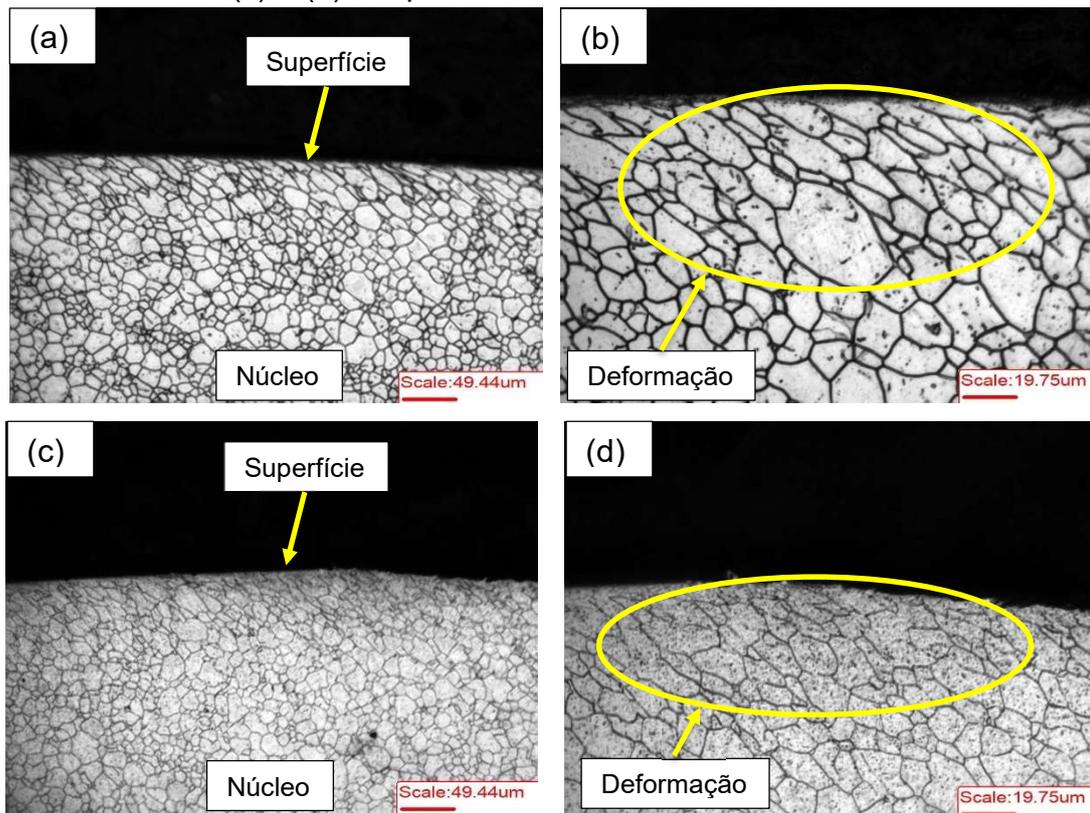


Fonte: autor

Rosa (2017) em sua tese, após a realização de estudos dirigidos ao processo de torneamento de aços inoxidáveis austeníticos AISI 420, conclui que os esforços mecânicos oriundos do maior avanço de ferramenta influenciam na deformação da superfície usinada, ocorrendo variações nas condições maiores de avanço, a geração de tensões residuais compressivas é aumentada, porém a diminuição na quantidade de grãos austeníticos é evidente. De acordo com o autor, esta diminuição da quantidade de grãos austeníticos é explicada pelo aumento do calor gerado pela deformação proveniente dos esforços mecânicos.

Em decorrência dos experimentos realizados até o momento, é demonstrado que o parâmetro que apresenta maior deformação de grãos foi o avanço da ferramenta, análise podendo ser percebida pela comparação entre as figuras 27 e 28, e que mesmo as amostras sendo polidas, ainda é percebido a deformação, decorrente da baixa remoção de material superficial do polimento.

Figura 30 Imagens das estruturas nas condições fn0,3ap3,0 (a) e (b), fn0,3ap3,0P (c) e (d), respectivamente com 100X e 200 X



Fonte: autor

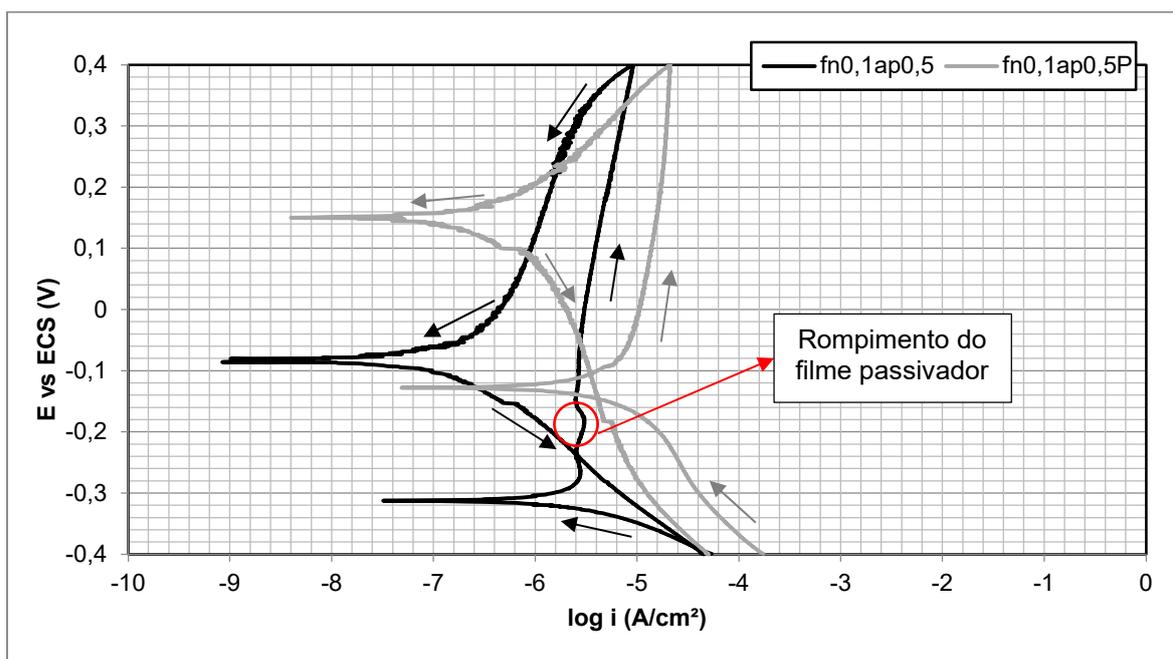
A figura 30 mostra as amostras referentes as condições fn0,3ap3,0 e fn0,3ap3,0P, em que é possível perceber, de todas as condições, esta foi a que deformou uma maior distância em relação a superfície. Essa avaliação é determinada pela distância da superfície que foi afetada a amostra e as irregularidades geométricas da amostra. Mesmo a amostra polida ainda apresentou erros de forma e profundidade afetada pelos esforços mecânicos da usinagem.

A amostra polida mostra que irregularidades geométricas provenientes possivelmente do processo de adesão de material durante o processo não se mostraram na figura 30 (d), e que a variação de circularidade também aparenta ter sido menos incidente.

#### 4.5 Ensaio de voltametria cíclica

Nas figuras 31 a 34 estão representados os resultados dos ensaios de voltametria cíclica, visando obter respostas quanto ao processo de repassivação dos aços inoxidáveis ASTM F138 mediante as condições de usinagem aplicadas para cada situação.

Figura 31 Voltametria das condições  $fn0,1ap0,5$  e  $fn0,1ap0,5P$



Fonte: autor

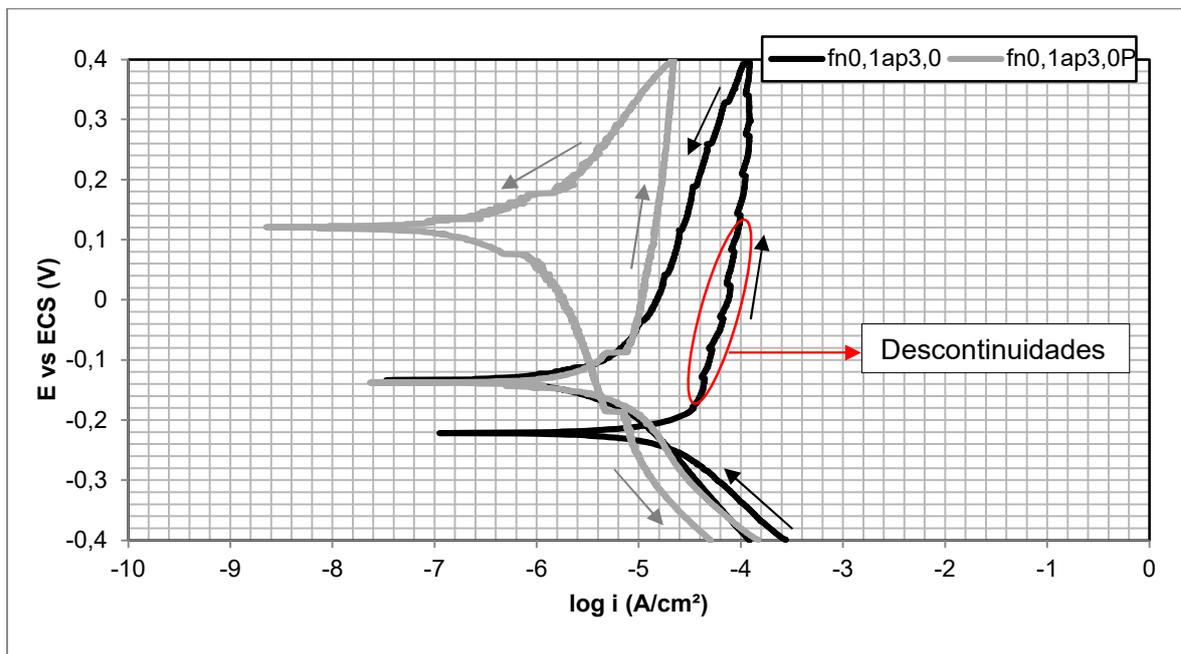
Quanto ao potencial de repassivação, a figura 31 revela que as condições  $fn0,1ap0,5$  e  $fn0,1ap0,5P$  mostram resultados satisfatórios quanto a resistência a corrosão, pois não ocorre o rompimento do filme passivador até que se chegue ao ponto máximo do potencial onde ocorre a reversão do potencial. Durante o processo de reversão do potencial não ocorreu a descontinuidade da curva de voltametria, caracterizando o não rompimento do filme passivador, conseqüentemente, nem a nucleação de algum possível pite que pudesse ser identificado. A reabilitação do filme passivador ocorre antes para a condição  $fn0,1ap0,5P$  em relação a condição  $fn0,1ap0,5$ , identificando desta forma que a superfície do material foi menos afetada para a superfície polida que a apenas usinada, tendo ocorrido este fenômeno em um potencial de 0,15 V para a condição polida enquanto foi de -0,08 V para a condição apenas usinada.

No início da zona anódica para a condição  $fn0,1ap0,5$ , ocorre uma variação da curva, enquanto a condição  $fn0,1ap0,5P$  não apresenta nenhum comportamento irregular. Tal fato pode ser explicado por algum ponto em específico que tenha ocorrido o início da nucleação de pite, porém que não chegou a ser concretizado, indicado na figura 31.

Com a alteração dos valores de profundidade de corte, também foram geradas outras curvas de voltametria, onde é representado na figura 32 a condição  $fn0,1ap3,0$  e  $fn0,1ap3,0P$ . Nestes ensaios de voltametria um dos pontos a serem

analisados é que a formação das zonas catódica e passivadora ocorre com um valor de corrente maior para o  $fn0,1ap3,0$ , caracterizando que a ação da corrente foi mais incisiva nas condições apenas usinadas, e sua propagação, caracterizada pela subida da curva, ocorre de maneira instável, podendo ser justificada pela tentativa de rompimento do filme passivo, porém não ocorre sua nucleação de pites, pois a histerese ocorre em um valor de corrente inferior ao fim da subida do potencial, e a zona catódica se finda com um valor de potencial próximo a  $-0,13$  V.

Figura 32 Voltametria das condições  $fn0,1ap3,0$  e  $fn0,1ap3,0P$



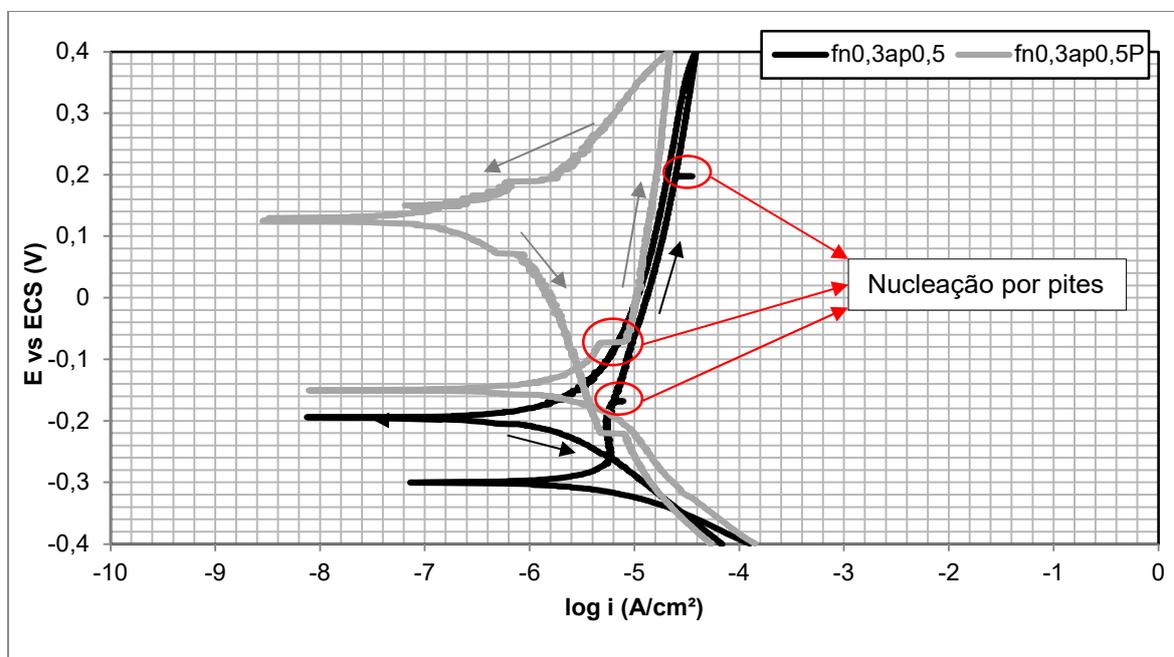
Fonte: autor

A condição  $fn0,1ap3,0P$  se caracteriza por uma subida da curva com valores de corrente menores aos comparados a condição  $fn0,1ap3,0$ , sua histerese ocorre também com a mesma tendência, porém a formação do filme passivador ocorre em  $0,12$  V, caracterizando uma superfície mais resistente ao processo de nucleação de pites de corrosão.

As condições  $fn0,3ap0,5$  e  $fn0,3ap0,5P$ , figura 33, apresentam comportamentos característicos de tendências à formação de pite. Mencionando a curva da condição  $fn0,3ap0,5$ , é identificado durante a formação da zona anódica que antes da formação da passivação ocorre a variação de corrente, antes de iniciar o aumento do potencial com aumento contínuo de corrente, e durante o processo de subida da curva ocorrem dois lapsos de continuidade, podendo ser identificado como rompimento do filme passivador. Durante o retorno da curva, a

proximidade em relação a própria subida de potencial, indicam a dificuldade de manutenção do filme passivador, até o ponto máximo de potencial de passivação.

Figura 33 Voltametria das condições  $fn_{0,3ap0,5}$  e  $fn_{0,3ap0,5P}$



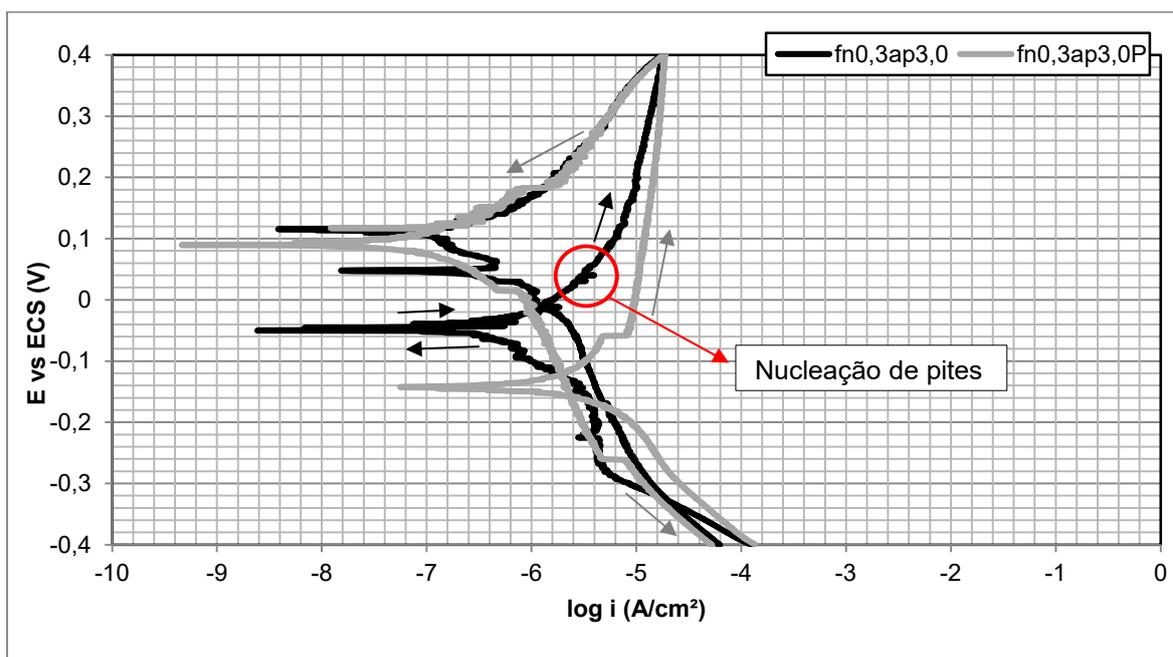
Fonte: autor

Em contraposta a análise da condição  $fn_{0,3ap0,5}$ , a condição  $fn_{0,3ap0,5P}$ , após a formação do potencial de corrosão e início da formação da região passiva, a região ativa apresenta descontinuidade da curva, mas que não afeta a formação da região passiva, seu retorno ocorre com um valor de corrente inferior ao teste em comparação e seu potencial de repassivação está em patamares acima dos identificados anteriormente. Constatando desta forma que a condição  $fn_{0,3ap0,5P}$  apresenta maior potencial de repassivação que  $fn_{0,3ap0,5}$ .

A figura 34 é a representação da curva de voltametria cíclica dos parâmetros de corte considerados mais severos apresentados por esta tese, e que representam as curvas de amostragens das condições  $fn_{0,3ap3,0}$  e  $fn_{0,3ap3,0P}$ .

A amostra que apenas foi submetida apenas ao processo de torneamento apresenta em seu início um comportamento atípico dentre as outras curvas analisadas, até a formação de seu potencial de corrosão, após isto a região passiva pouco representa da curva já que a região ativa é a que mais se destaca até o potencial de 0,2 V durante a subida da curva, a partir deste valor se inicia a região passiva. No momento que ocorre a redução do potencial de corrosão, seu ponto de repassivação máxima ocorre em valores próximos a 0,11 V.

Figura 34 Voltametria das condições fn0,3ap3,0 e fn0,3ap3,0P



Fonte: autor

A amostra polida denominada fn0,3ap3,0P apresenta um potencial de corrosão abaixo da amostra não polida, sua curva ativa é inferior e menos representativa, onde já se inicia a região de passivação com baixo valor de aumento de corrente. No instante que ocorre a diminuição do potencial de corrosão o valor de corrente também decresce até o ponto de 0,8 V, onde ocorre o ponto máximo de repassivação, seguindo para a região catódica e findando o teste de voltametria.

A discussão a respeito da figura 34, está no fato que durante o teste as duas curvas apresentam descontinuidade, porém em nenhum ponto é evidente a formação e nucleação de pites, e que as histereses estão todas em valores de corrente inferiores aos pontos de passivação, caracterizando uma alta resistência a corrosão e formação de filmes passivadores após submetidos a severos ataques eletroquímicos.

Giordani (2010) comprova em testes de voltametria cíclica que o comportamento dos aços inoxidáveis ASTM F138 é bem similar os resultados encontrados por esta tese de doutorado. Seu trabalho foi baseado na mudança de morfologia do aço após ser submetido a ensaios de deformação, e que mesmo após afirmar a presença de outras estruturas diferentes da austenítica, ainda assim a resistência a rompimentos de filmes passivo e o potencial de repassivação apresentou resultados satisfatórios.

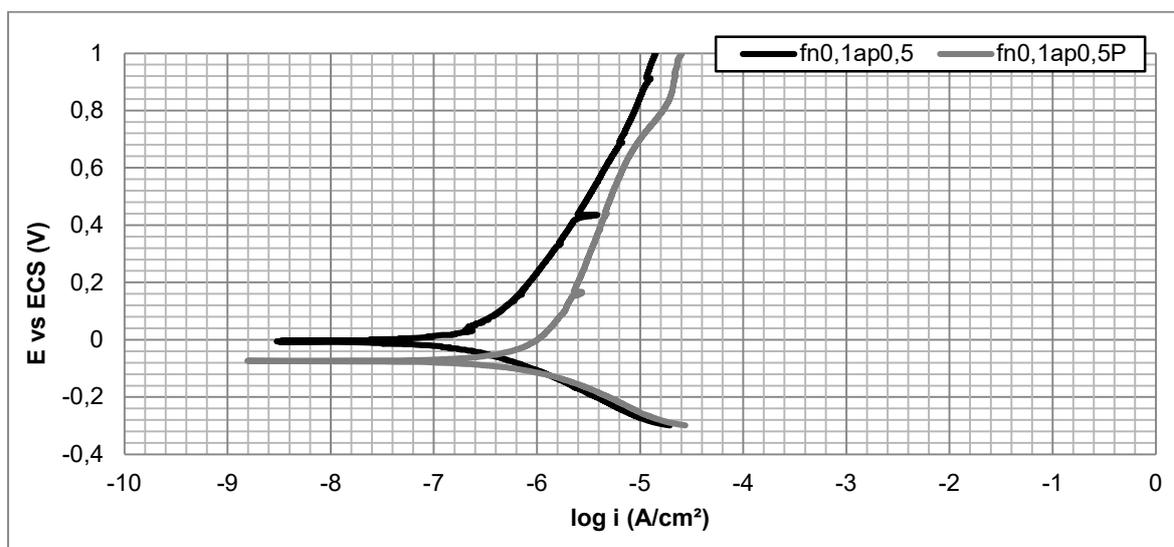
Outro trabalho que foi concluído com base em resultados de voltametria cíclica foi de Bakrachevska (2014), que analisou a resistência a corrosão e potencial de repassivação em tubos de aço inoxidável AISI 316 SS submetidos a esforços mecânicos, constatando que os tubos com maior deformação foram os submetidos a maiores trabalhos de conformação, e que as partes onde não ocorreram deformação denominadas “retas” acusaram maiores índices de resistência a corrosão, indicadas por curvas de voltametria cíclica.

Em todos os testes de voltametria cíclica as amostragens apresentaram formação de zona ativa definida, zona de passivação durante o aumento de potencial e durante o decréscimo do seu potencial apresentaram capacidade de repassivação satisfatórios, entretanto as condições  $fn_{0,3ap0,5}$ ,  $fn_{0,3ap0,5P}$ ,  $fn_{0,3ap3,0}$  e  $fn_{0,3ap3,0P}$  acusaram maior tendência ao rompimento do filme passivo e dificuldade de restabelecer seu potencial, indicando formação e nucleação por pites, originados da modificação da austenita em martensita.

#### 4.6 Ensaios de polarização

A partir desta seção será exposto e discutido os resultados dos testes de polarização potenciodinâmica, que foram desenvolvidos com a finalidade de analisar a resistência a corrosão do aço inoxidável ASTM F138 submetido aos parâmetros determinados, e desta forma estabelecido qual ou quais parâmetros atendem as solicitações de resistência à corrosão.

Figura 35 Curvas de Polarização das condições  $fn_{0,1ap0,5}$  e  $fn_{0,1ap0,5P}$



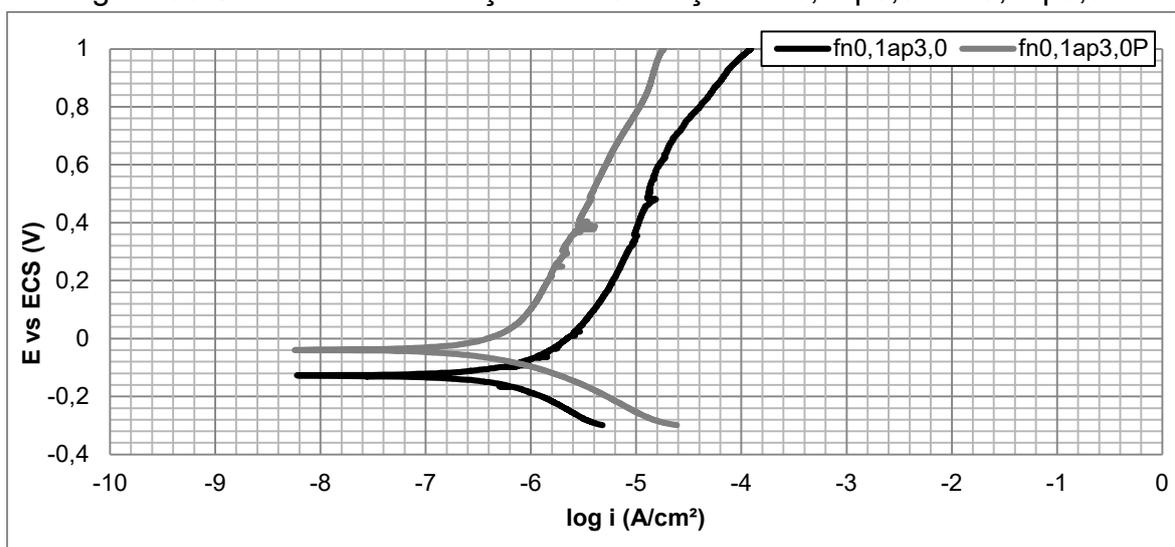
Fonte: autor

A figura 35 elucida a curva de polarização das melhores condições de usinagem realizadas para cada caso, onde é possível entender que a amostra denotada como fn0,1ap0,5 apresenta a formação do maior potencial de corrosão e início da região anódica em 0 V e uma corrente de aproximadamente  $-8,5 \text{ A/cm}^2$ , seguindo para a região ativa e no início da região passiva ocorre um indicio de rompimento do filme passivo em aproximadamente 0,42 V, mas que não afeta o continuo acréscimo de potencial até o valor máximo de 1 V, onde a partir deste ponto inicia-se o processo de liberação de hidrogênio do meio, sendo caracterizado como área transpassiva.

A condição fn0,1ap0,5P apresenta comportamento similar ao teste em comparação, porém a partir do valor de potencial de 0,6 V acusa início da área transpassiva, mas que segue em acréscimo de potencial de corrosão.

As duas análises das curvas de polarização não apresentaram rompimento do filme passivo, sendo então, considerados parâmetros que atendem o critério de resistir ao ataque eletroquímico para induzir o rompimento do filme passivador.

Figura 36 Curvas de Polarização das Condições fn0,1ap3,0 e fn0,1ap3,0P



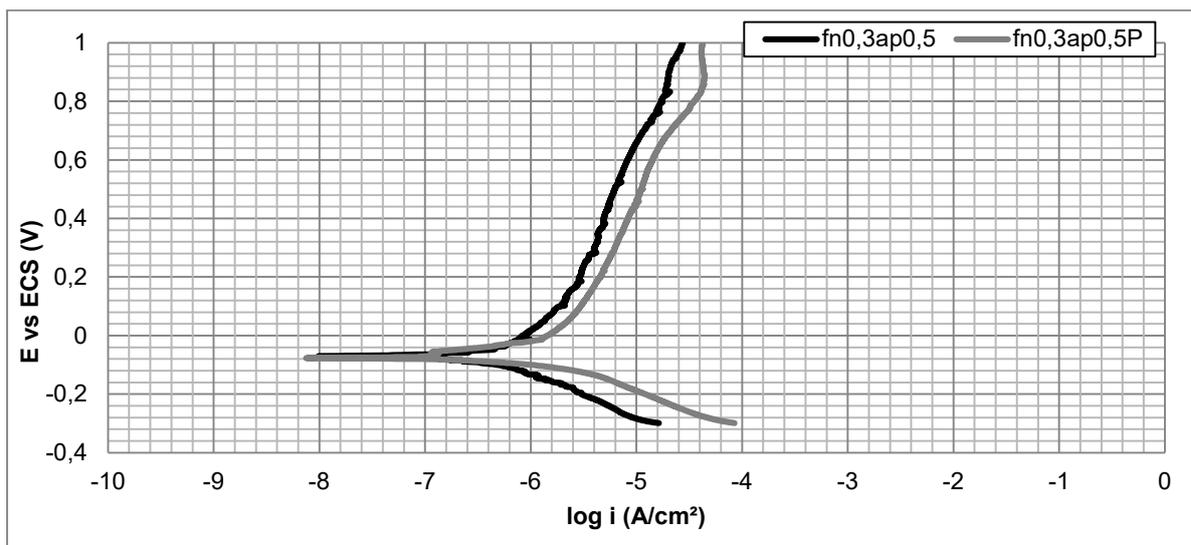
Fonte: autor

Os testes denominados fn0,1ap3,0 e fn0,1ap3,0P, estão indicados na figura 36, que indica a condição sem polimento como a curva em que possui maiores valores de corrente, tendo o início da área anódica em um potencial de corrosão de  $-0,12 \text{ V}$  com uma corrente de  $-8,2 \text{ A/cm}^2$ . A faixa de transição entre a região ativa e a região de passivação é tênue, entretanto é identificado que em um potencial próximo a  $0,6 \text{ V}$  ocorre a inclinação da linha, ocasionada pelo aumento de corrente, podendo ser considerado como o momento de início da região transpassiva.

A condição  $fn_{0,1ap3,0P}$  apesar de possuir um potencial de corrosão mais alto que a condição  $fn_{0,1ap3,0}$ , em comparação, possui valores de corrente inferiores, indicando que possui uma maior resistência ao rompimento do filme passivo do material. A região ativa da curva possui um raio menor, indicando que ocorre a formação da camada passiva de maneira mais acelerada. A identificação da região transpassiva é menos aparente, entretanto é identificada como o ponto de potencial de corrosão de 0,7 V.

As duas curvas de polarização não identificaram rompimento do filme passivo, nem formação de pite, todavia a amostra polida foi a que representou menor tendência a formação de pite durante o teste de polarização. Fato constatado nas outras réplicas realizadas de todos os ensaios com estes parâmetros de usinagem.

Figura 37 Curvas de Polarização das condições  $fn_{0,3ap0,5}$  e  $fn_{0,3ap0,5P}$



Fonte: autor

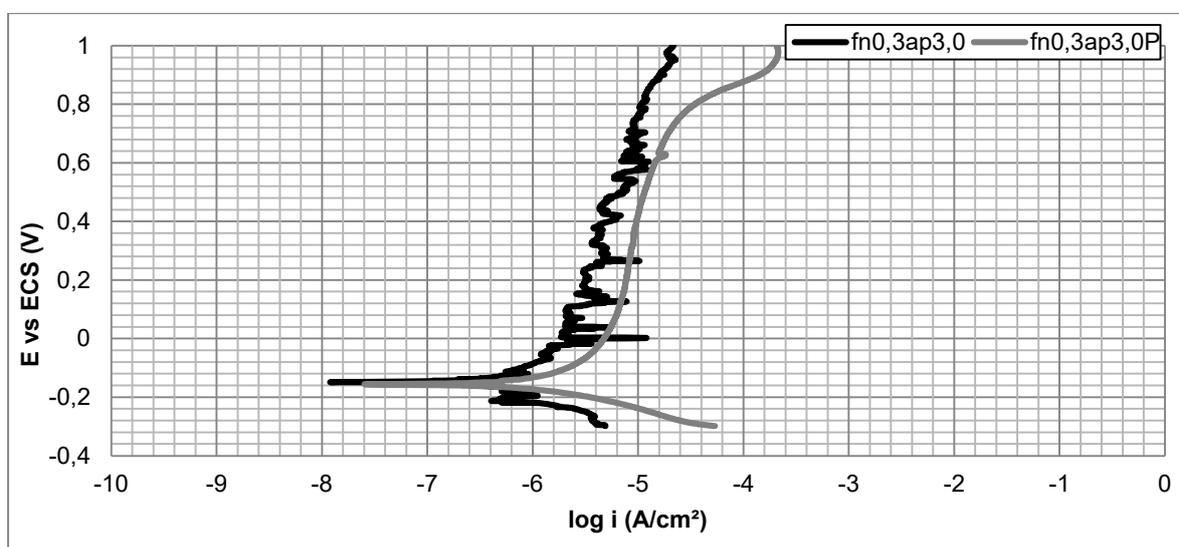
As condições  $fn_{0,3ap0,5}$  e  $fn_{0,3ap0,5P}$ , figura 37, apresentaram potencial de corrosão similares de -0,07 V, as regiões ativas também se assemelham, porém o teste sem polimento apresenta comportamento não linear de deslocamento da região passiva, que caracteriza indício de maior tendência ao rompimento do filme passivo em relação a amostra polida. O comportamento das duas curvas em relação a região transpassiva acusam similaridade, e que são tênues.

De maneira geral o comportamento das curvas de polarização da figura 37 não apresentaram discrepância de valores obtidos, indicando que para este tipo de teste o processo de polimento não apresentou ganhos significativos. Possivelmente

o polimento removeu apenas corpos que estavam aderidos na superfície após o processo de torneamento, sem alteração da camada torneada, mas sim retirada de resíduos do processo de usinagem por torneamento.

Analisando as condições fn0,3ap0,5 e fn0,3ap0,5P, expressado na figura 37, é possível perceber que o potencial de corrosão das duas condições se assemelha em valores, entretanto a amostra polida apresenta uma leitura mais nítida em relação a não polida. A região ativa da amostra polida apresenta definição clara seguido da região passiva, por seguinte a formação da região transpassiva em valores próximos a 0,6 V.

Figura 38 Curvas de Polarização das condições fn0,3ap3,0 e fn0,3ap3,0P



Fonte: autor

A condição fn0,3ap3,0, figura 38, desde a região catódica apresenta comportamento irregular, seguindo do potencial de corrosão em valores similares a condição fn0,3ap3,0P, no entanto a região ativa e a região passiva apresentam comportamentos de rompimento e restauração de filme, sendo característico de aços com alto potencial de restauração de filmes passivos, porém com algum agente externo agindo para rompimento do filme.

Polinski (2017) durante a realização de seus experimentos de soldagem em aços inoxidáveis duplex SAF 2205, obtém curvas de polarização similares às encontradas por esta tese. Uma de suas conclusões foi que as mudanças morfológicas não são indicadores diretos de serem encontrados em curvas de polarização, porém a região denotada como transpassivação pode estimar uma maior resistência a corrosão da amostra.

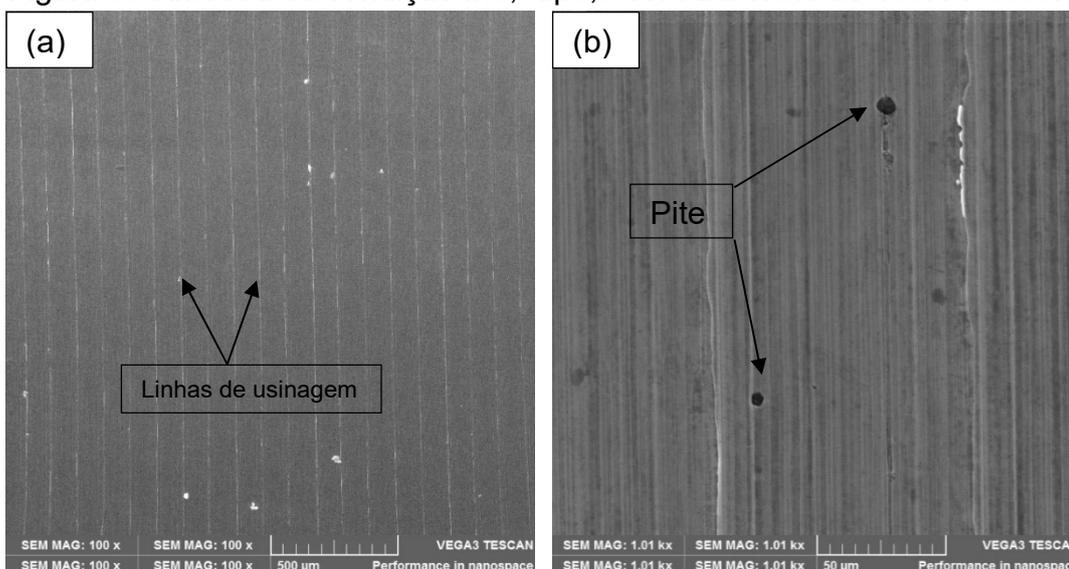
A discussão que cerca o âmago destes testes de polarização realizados é que as amostras polidas de todas as condições de definidas no início dos experimentos apresentam comportamento melhor quanto a resistência ao rompimento do filme passivo durante a realização dos testes. E que a condição  $f_{n0,3}p_{3,0}$  apresentou comportamento mais tendencioso ao rompimento do filme passivo, seguido da condição  $f_{n0,3}p_{0,5}$ .

#### 4.7 Resultados do MEV após usinagem e testes de polarização potenciodinâmica.

Os resultados investigados pelo MEV além de revelarem a textura superficial em uma magnitude maior que as até então verificadas também foram de grande valia para identificar os pontos onde o processo de corrosão foi proeminente.

As figuras 39 a 46 são as imagens das superfícies das amostras onde foram realizados os testes de usinagem, polimento nas amostras que cabiam a realização do processo, e posteriores ensaios de polarização potenciodinâmica e voltametria cíclica. Porém são representadas as superfícies submetidas aos ensaios de polarização potenciodinâmica, onde foi possível verificar os pontos onde a formação dos pites ocorreu de maneira mais clara.

Figura 39 Amostra da condição  $f_{n0,1}p_{0,5}$  com aumento de 100X e 1000X



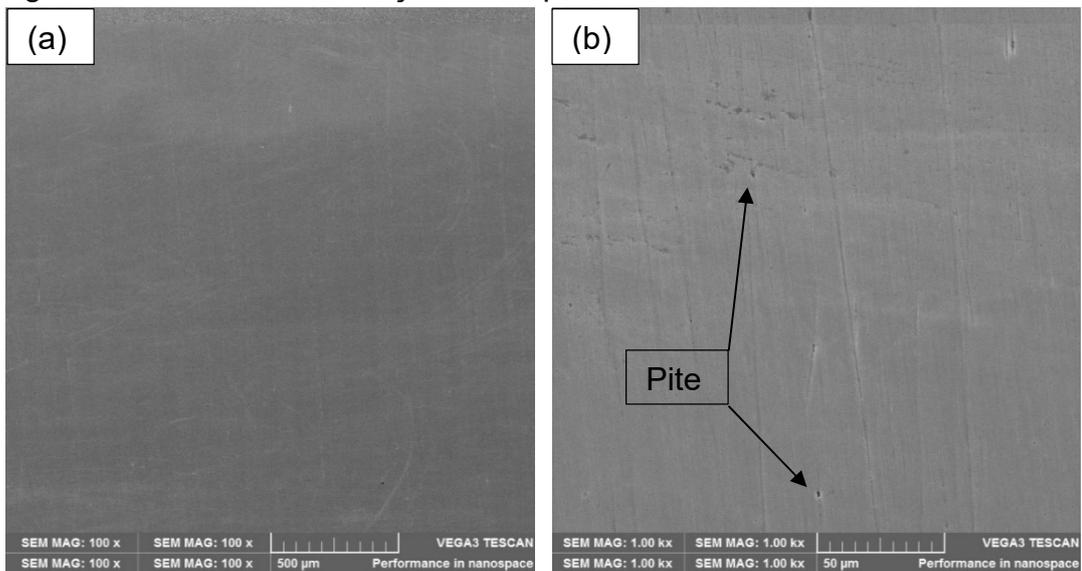
Fonte: autor

A figura 39 representa a amostra denominada  $f_{n0,1}p_{0,5}$ , e é possível perceber as linhas de usinagem ocasionadas pelo processo de torneamento, figura 39 (a). A figura 39 (b) revela os pites de corrosão originados do processo de

polarização potenciodinâmica. Em comparação com a figura 40 (a), que é referente a condição  $fn0,1ap0,5P$ , é percebido que as linhas de usinagem não são visíveis, devido ao processo de polimento. Na figura 40 (b) é indicado os pites de corrosão, porém em proporções dimensionais inferiores aos vistos na figura 39 (b).

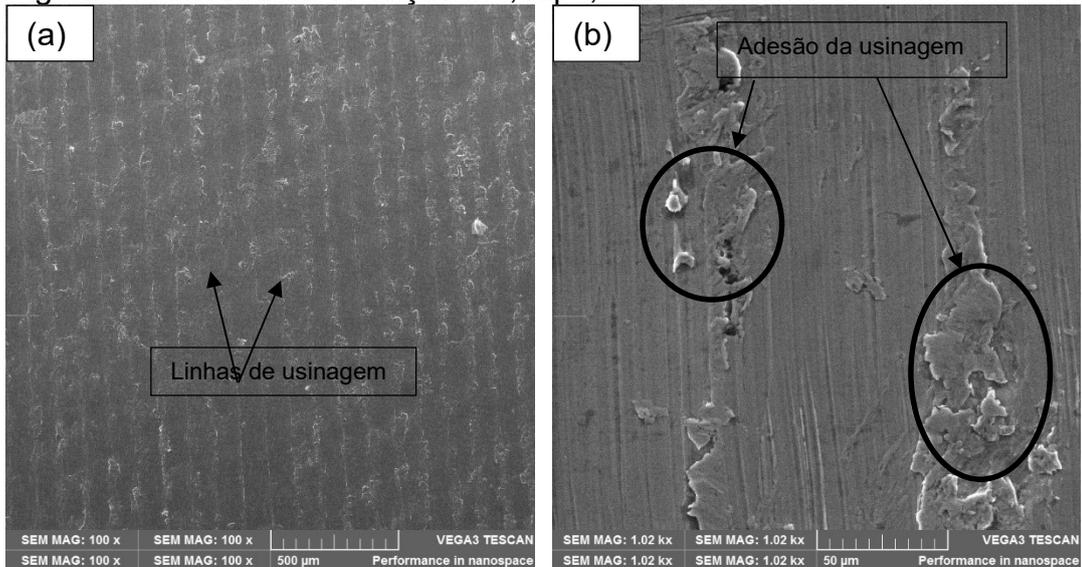
A figura 40 (b), revela que mesmo com o polimento, ainda é percebido de maneira discreta que linhas provenientes da usinagem não foram totalmente removidas, porém foram amenizadas.

Figura 40 Amostra da condição  $fn0,1ap0,5P$  com aumento de 100X e 1000X



Fonte: autor

Figura 41 Amostra da condição  $fn0,1ap3,0$  com aumento de 100X e 1000X



Fonte: autor

A figura 41 (a) elucidada a condição  $fn0,1ap3,0$ , sendo possível verificar que as linhas de usinagem estão presentes e que possuem a mesma distância entre

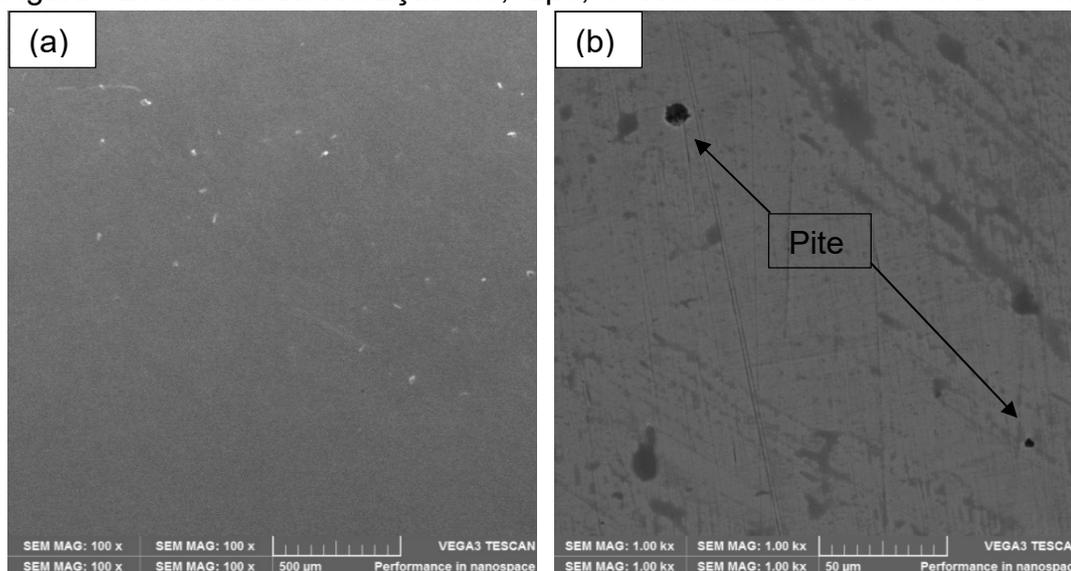
elas, similares as observadas na figura 39 (a), desta maneira é possível identificar que o avanço da ferramenta foi igual para as duas amostras. Outrossim, é identificado que nas linhas de usinagem existem indícios de material aderido, sendo identificados e denominados como resíduos da usinagem pela figura 41(b).

A possível justificativa para adesão do material pode ser atribuída ao aumento de material removido, e que pelo maior trabalho realizado tenha possivelmente gerado maior quantidade de calor, ao ponto que diminuiu a ductilidade do material e desta forma dificultado o processo de remoção do cavaco, formado assim os resíduos da usinagem.

Também é identificado na figura 41 (b), entre os indícios de material aderido, a formação de pites. A justificativa se fundamenta na hipótese de a mudança morfológica do material durante o processo de usinagem ter sido mais proeminente nas áreas onde a remoção do material não tenha sido tão eficiente, permitindo assim que material com maior quantidade de estruturas, diferentes da austenítica, ter permanecido na superfície analisada.

A figura 42 (a) mostra a superfície da condição fn0,1ap3,0P, sendo possível perceber a efetividade do polimento pela diferença de marcas de usinagem oriundas do processo de polimento. Entretanto a figura 42 (b) revela que pites de corrosão foram formados, e em proporção maior aos encontrados na figura 40 (b).

Figura 42 Amostra da condição fn0,1ap3,0P com aumento de 100X e 1000X

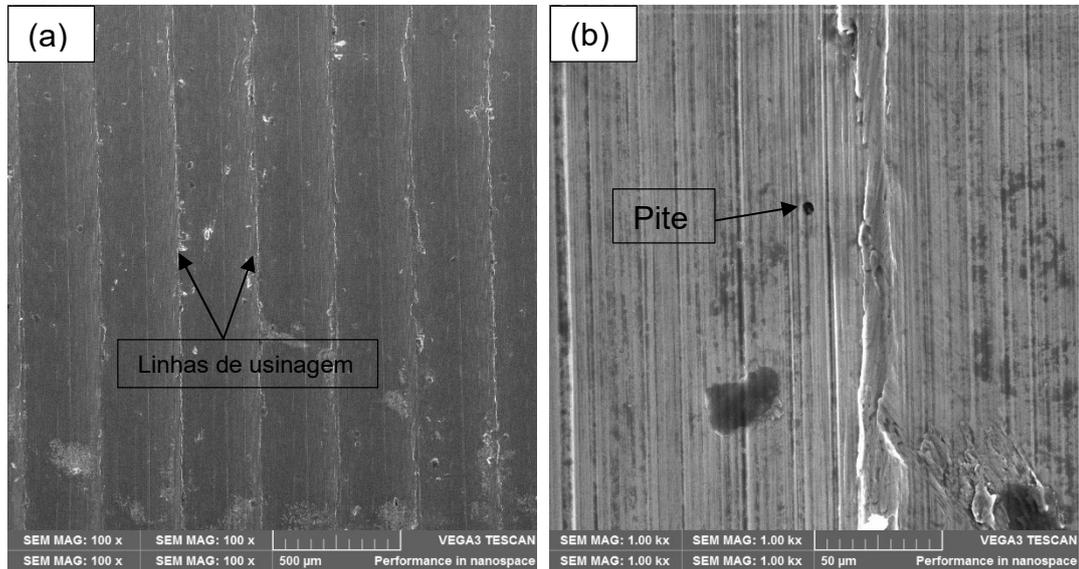


Fonte: autor

As figuras 43 e 44 representam as condições fn0,3ap0,5 e fn0,3ap0,5P, respectivamente. É percebido na figura 43 (a) as linhas de usinagem estão

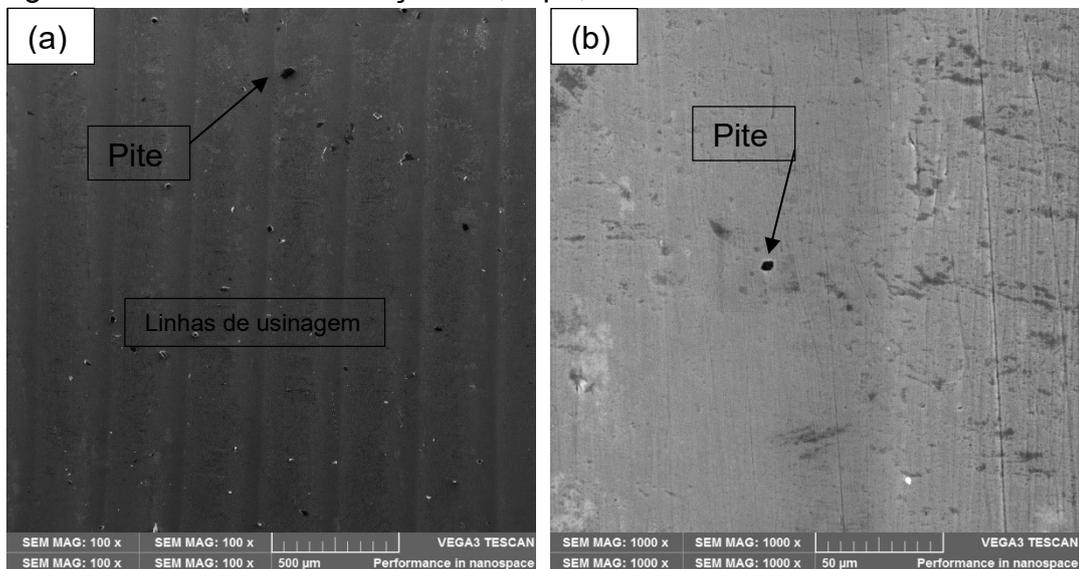
distantes umas das outras em maior proporção que as condições em que o avanço da ferramenta era de 0,1 mm/rot, e a existência de material aderido é evidente. Pites de corrosão são identificados na figura 43 (b), e próximos as linhas de usinagem.

Figura 43 Amostra da condição  $fn_{0,3}ap_{0,5}$  com aumento de 100X e 1000X



Fonte: autor

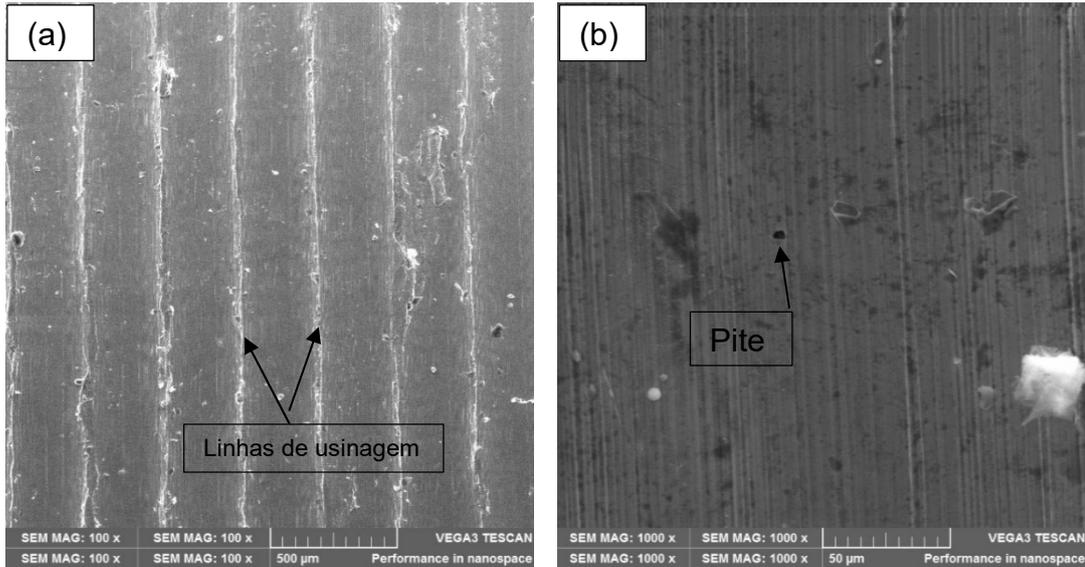
Figura 44 Amostra da condição  $fn_{0,3}ap_{0,5}P$  com aumento de 100X e 1000X



Fonte: autor

Na figura 44 (a), mesmo após a realização do polimento é possível identificar as linhas de usinagem, mostrando desta maneira que o processo de torneamento tenha originado marcas mais protuberantes que os outros testes analisados até o momento, e pites de corrosão também são identificados. A figura 44 (b) revela um dos pites existentes na superfície da amostra, e próximo a uma linha de usinagem.

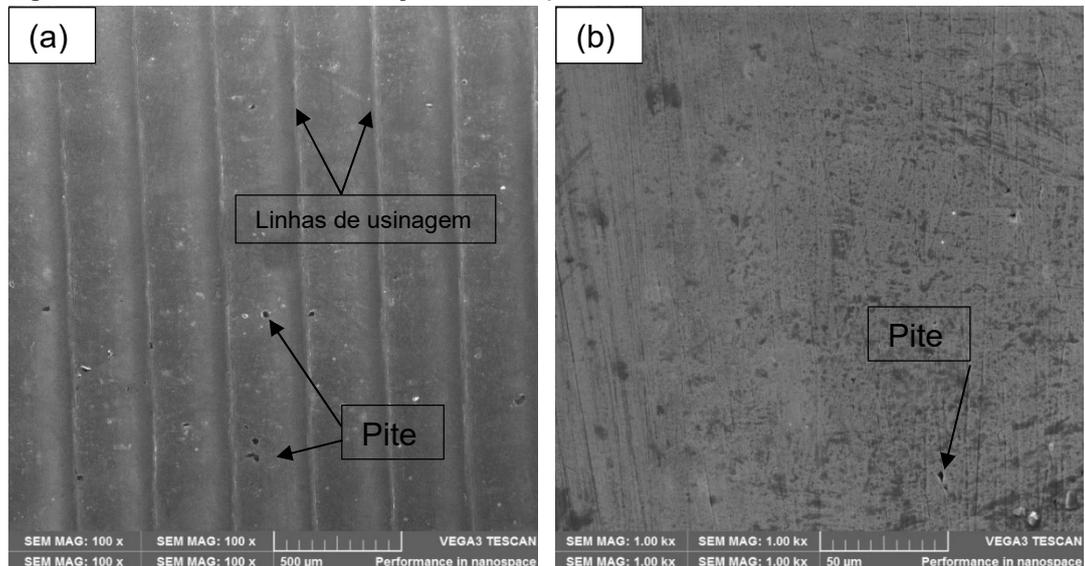
Figura 45 Amostra da condição fn0,3ap3,0 com aumento de 100X e 1000X



Fonte: autor

A figura 45 é referente a condição fn0,3ap0,5, onde é possível identificar semelhança de distância entre as linhas de usinagem da condição fn0,3ap0,5, e que novamente é identificado a não linearidade das linhas devido ao material aderido sobre elas. Pites de corrosão são identificados tanto na figura 45 (a) como na figura 45 (b).

Figura 46 Amostra da condição fn0,3ap0,5P com aumento de 100X e 1000X



Fonte: autor

Na figura 46 (a) é identificado que o processo de polimento removeu parte do material que estava sobre as linhas de usinagem, e que pites são revelados em maior quantidade do que nas outras condições. A figura 46 (b) identifica que além

dos pites maiores, indícios de formação de outros pites tenham sido interrompidas ao findar o teste de polarização, mas que possivelmente se fosse dada sequência ao teste, teriam se propagado.

Chagas (2015), durante a descrição de sua tese define que o material que ainda persiste em aderir na superfície usinada é o resultado da região terciária de cisalhamento do cavaco durante a usinagem, ou seja, é a raiz do cavaco que não foi totalmente removida devido aos esforços de usinagem serem os responsáveis pelo acréscimo de temperatura na região de corte e formarem o “empastamento” de material na superfície usinada. O aspecto das imagens de MEV que o autor obteve em seus testes foi semelhante aos encontrados na figura 46 (a) e (b), onde a profundidade de corte foi superior aos outros testes dificultando desta forma a dissipação de calor originada pela usinagem.

A discussão no entorno das análises de MEV, e fundamentada pelas referências mencionadas nesta seção, é que próximo das marcas de usinagem tenha sido propícia a formação de pites em maior magnitude que afastada delas, e que quanto mais severo for o processo de usinagem maior a dificuldade de remoção de suas marcas em processos posteriores, que no caso foi o polimento. Os pites formados também são características que a estrutura martensítica foi formada de maneira superficial, revelando a menor a resistência à corrosão por parte desta estrutura.

#### **4.8 Resultados de DRX para superfície usinada**

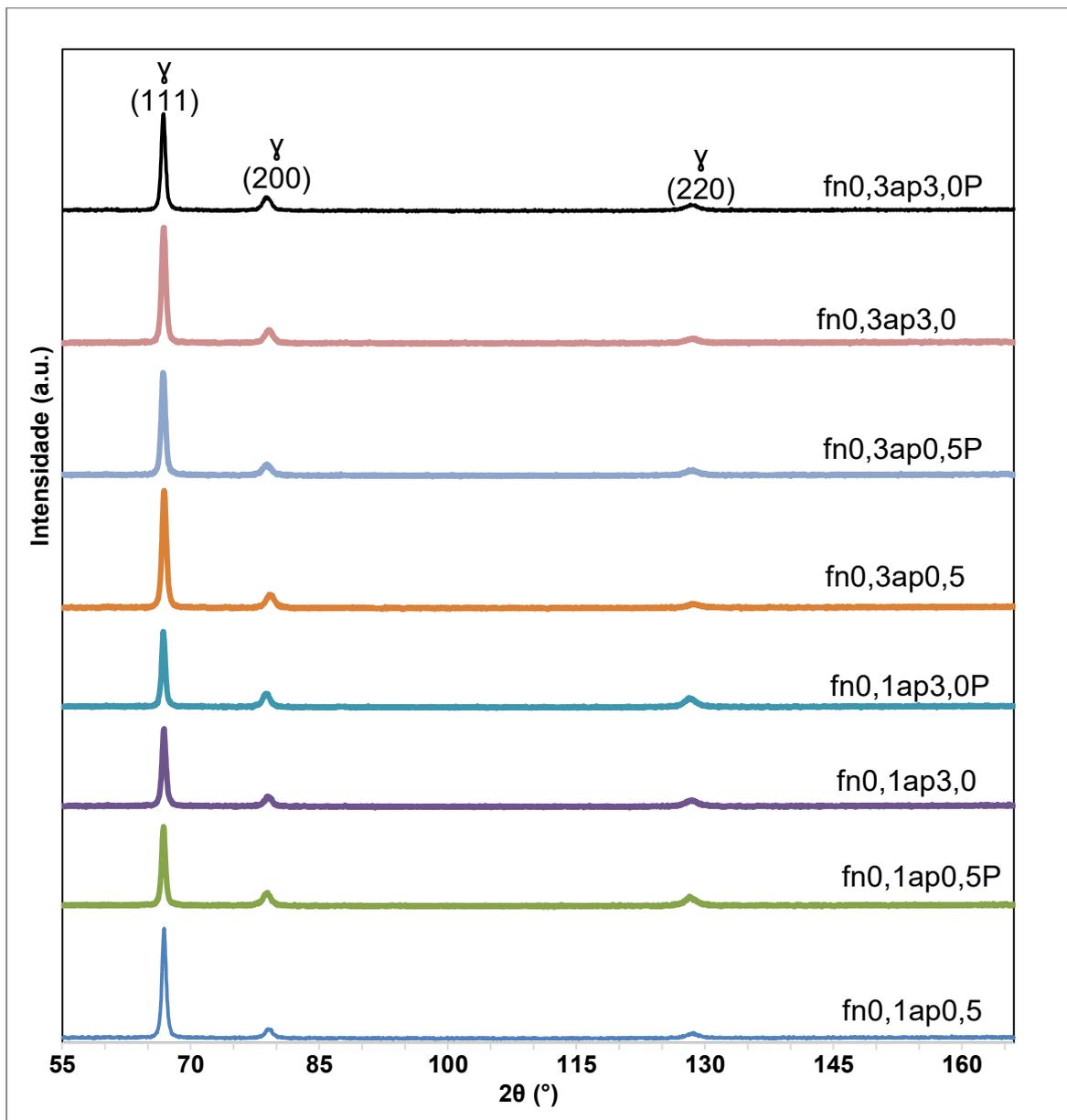
A figura 47 apresenta os difratogramas de raios-X das amostras que foram realizadas testes de repassivação por voltametria cíclica.

Percebe-se na figura 47 que somente foram observados picos da fase austenita Fe- $\gamma$  nos ângulos de difração  $2\theta$ :  $66,9^\circ$ ,  $79,2^\circ$  e  $128,4^\circ$ . Em nenhuma das análises realizadas foi detectada a presença de martensita induzida por deformação, representada por Fe- $\alpha'$ .

Em sua tese, Rocha (2000) discorre sobre a diferença do emprego de radiação Cr-K $\alpha$  e Cu-K $\alpha$ , e enfatizou que a radiação com cromo realiza análises em uma profundidade maior que a radiação de cobre, isso considerando modo normal ( $\psi=0$ ) e em função de  $2\theta$ . A diferença de profundidade analisada é de 0 a 6  $\mu\text{m}$  para cromo, enquanto para cobre é de 0 a 2  $\mu\text{m}$ . Logo, não se descarta a possibilidade de formação de martensita induzida por deformação em camadas

inferiores a 3  $\mu\text{m}$  de distância da superfície para picos de  $2\theta$  de  $66,9^\circ$ , porém não foi detectada pela análise realizada com cromo. Ainda a utilização de análises em baixo ângulo (grazing incidence mode) poderia detectar a formação de martensita em regiões muito finas da superfície, como esperado a partir de resultados de literatura, justificando a remoção eletrolítica posterior ao processo de torneamento, de acordo como citado por Rhouma (2019), durante seu trabalho em aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L.

Figura 47 Difratoograma de raios-X das amostras usinadas e usinadas/ polidas



## 5 CONCLUSÕES

- Quanto aos resultados dos testes de usinagem, foi possível definir que os avanços de maior magnitude representaram maiores marcas originadas da ferramenta, em relação aos avanços menores. E que o polimento pode amenizar as marcas, porém não remove todas as marcas de torneamento. Desta forma, se torna ainda importante um cuidado com o processo de usinagem, mesmo considerando-se que as peças sejam polidas posteriormente;
- O polimento diminuiu as marcas de usinagem, porém os avanços de 0,3 mm/rot. ainda apresentaram marcas do processo anterior. Quando ocorreu o aumento da profundidade de corte, marcas de vibração foram identificadas, sendo atribuídas ao esforço de corte demasiado quando ocorre a flexão da ferramenta ou do próprio material submetido ao processo;
- Os maiores valores de rugosidade foram encontrados quando o material foi submetido aos parâmetros de usinagem mais severos, condição de avanço de ferramenta de 0,3 mm/rot. e profundidade de 3,0 mm. Após o polimento das amostras, ocorreu a diminuição dos valores de rugosidade, sendo obtidos valores similares aos das condições de avanço de 0,1 mm/rot. e profundidade de 0,5 mm, bem como para a profundidade de 3,0 mm com diferentes avanços.;
- Observou-se um gradiente de dureza na região superficial após a usinagem das amostras, sendo que na medida que foi aumentado os parâmetros de corte, os valores de dureza e a profundidade também aumentaram. A condição com a avanço de ferramenta de 0,3 mm/rot. e profundidade de corte de 3,0 mm apresentou a maior influência na variação de dureza, a condição de avanço de ferramenta 0,1 mm/rot. e avanço de 0,5 mm foi a que menos afetou a microestrutura do aço ASTM F138, com relação a deformação dos grãos;
- O polimento afeta significativamente a rugosidade e a região mais superficial (poucos micrometros de profundidade), mas tem pouca ou nenhuma influência no gradiente de dureza e na deformação dos grãos observados na região subsuperficial que foram gerados nas etapas anteriores de torneamento;
- Através de microscopia, pode-se identificar que em relação a condições somente usinadas, o polimento influenciou nos resultados dos testes de polarização potenciodinâmica e voltametria cíclica de forma positiva, permitindo

que a repassivação ocorresse de maneira mais rápida e eficiente, com menor formação de pites de corrosão;

- Através das condições de menor avanço de ferramenta de 0,1 mm/rot. e de menor profundidade de corte de 0,5 mm, para amostras usinadas e usinadas/polidas, apresentaram (independente do polimento) os melhores resultados similares nas medições de polarização potenciodinâmica, quanto a resistência à formação de pites de corrosão;
- O maior potencial de repassivação, realizado pelos testes de voltametria cíclica, foi obtida na condição de avanço de ferramenta de 0,1 mm/rot. e profundidade de corte de 0,5 mm, seguido da condição de avanço de ferramenta de 0,1 mm/rot e profundidade de corte de 3,0 mm (fn0,1ap3,0 e fn0,3ap0,5), contudo a condição de avanço de ferramenta de 0,3 mm/rot e profundidade de corte de 3,0 mm (fn0,3ap3,0) apresentou comportamento inferior, porém o reestabelecimento da formação do filme passivador aconteceu;
- As imagens de MEV mostraram que os pites foram formados com maior intensidade em amostras não polidas e que novamente a condição de avanço de ferramenta de 0,1 mm/rot e profundidade de corte de 0,5 mm apresentou menor formação de pites de corrosão, já a condição de avanço de ferramenta de 0,3 mm/rot e profundidade de corte de 3,0 mm mesmo após o polimento revelou a formação de pites com maior intensidade;
- As análises de DRX com radiação cromo mostraram que para todas as condições propostas na tese, não houve a formação de martensita por deformação na região de análise, ainda dentro da região subsuperficial deformada pela usinagem. No entanto não fica descartada a formação de martensita em uma região superficial de poucos micrometros de profundidade, ou mesmo nanométrica.
- Duas condições similares de rugosidade podem ser conseguidas com diferentes parâmetros de torneamento após polimento, porém as propriedades subsuperficiais impactam significativamente o comportamento em corrosão. Concluiu-se que há necessidade de um cuidado especial com relação a escolha dos parâmetros de usinagem, mesmo com posterior polimento, a fim de garantir um comportamento aceitável de produtos biomédicos em aço inoxidável austenítico.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Aplicação de sistema de refrigeração criogênica durante o processo de usinagem do aço ASTM F138;
- Análise de tensões residuais mediante aplicação de parâmetros de corte variados, e análise do tipo de tensão residual gerada;
- Correlacionar esforços de corte durante a ação da ferramenta com a deformação da microestrutura do aço envolvido;
- Análise da morfologia do cavaco originado do processo de usinagem, com intuito de verificar similaridade com a superfície gerada do processo;
- Análise de morfologia em escala nanométrica na região superficial, via DRX para verificação de mudança de microestrutura;
- Análise de difração de raios-X de baixo ângulo das camadas mais superficiais do aço inoxidável austenítico, para determinação da camada martensítica transformada por deformação;
- Testes *in vivo* de próteses desenvolvidas com o aço ASTM F138, após variação dos processos de usinagem e estimar variação de vida destas próteses.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABIA, Ana Isabel Fernández. 2012.** *Metodología para el análisis del comportamiento y caracterización de los aceros inoxidable austeníticos en el torneado de alto rendimiento.* Universidad de León. León : s.n., 2012. Tese de Doutorado.
- ABNT, NB 1323. 1990.** *Determinação do tamanho de grão em materiais metálicos.* 1990.
- ABNT, NBR 4287. 2002.** *Especificações Geometricas do Produto (GPS), Rugosidade: Metodo do perfil- termos, definições e parametros da rugosidade.* 2002.
- ABNT, NBR 6158. 1995.** *Sistema de tolerâncias e ajustes.* 1995.
- ABNT, NM-ISO 6506-2. 2010.** *Materiais metálicos - Ensaio de dureza Brinell .* 2010.
- ACAR, Murat O. e Fitzpatrick, Michael E. 2017.** Determination of plasticity following deformation and welding of austenitic stainless steel. *Materials Science & Engineering A.* 701, 2017.
- AGNIESZKA, Teresa, Krawczynska, et al. 2017.** Mechanical properties and corrosion resistance of ultrafine grained austenitic stainless steel processed by hydrostatic extrusion. *Materials and Design.* 2017, Vol. 136.
- AGUIAR, Denilson Jose Marcolino de. 2012.** *Estudo da formação e reversão da martensita induzida por deformação na austenita de dois aços inoxidáveis duples.* Escola Politecnica da Universidade de São Paulo. São Paulo : s.n., 2012. Tese de Doutorado.
- AGUIAR, Herbert César Gonçalves de. 2012.** *Contribuição ao estudo do torneamento do aço inoxidável superduplex empregando ferramentas de metal duro com revestimento.* Campinas: Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica, 2012. Dissertação de Mestrado.
- . **2012.** *Contribuição ao estudo do torneamento do aço inoxidável superduplex empregando ferramentas de metal duro com revestimentos.* Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica. 2012. Dissertação de Mestrado.
- ALMUALI, F.A., et al. 2017.** Strain-induced reactivation of corrosion pits in austenitic stainless steel. *Corrosion Science.* 2017.
- AMORIM, Heraldo José. 2002.** *Estudo da relação entre velocidade de corte, desgaste de ferramenta, rugosidade e forças de usinagem em torneamento com*

*ferramentas de metalduro*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2002. Dissertação de mestrado.

**ANKUR, K., Agrawal e Aparna, Singh. 2018.** Limitations on the hardness increase in 316L stainless steel under dynamic plastic deformation. *Materials Science & Engineering A*. 2018, Vol. 687.

**ANTONINI, Leonardo Marasca. 2012.** *Superfícies nanoestruturas de titânio e tratamento superficial com filmes Diamond Like Carbon (DLC)*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre : s.n., 2012. Dissertação de Mestrado.

**AREFI, Gazi Anzum, et al. 2017.** A Study on the Effect of Machining Parameters in Turning of Lead Alloy. *Materials Today: Proceedings*. 2017, Vol. 7.

**ASM, Handbook. 1993.** *Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. 1993.

**ASTM, E10-01. 2004.** *Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials*. 2004.

**ASTM, E8-M. 2000.** *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. 2000.

**ASTM, E92-82. 1997.** *Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials*. 1997.

**ASTM, F 138. 2003.** *Standard Specification for Wrought 18Chromium-14Nickel-2.5Molybdenum Stainless Steel Bar and Wire for Surgical Implants (UNS S31673)*. 2003.

**ASTM, F 138-08. 2008.** *Standard Specification for Wrought 18Chromium-14Nickel-2,5Molybdenum Stainless Steel Bar and Wire for Surgical Implants (UNS S31673)*. 2008.

**ASTM, G46. 1999.** *Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion*. 1999.

**BAKRACHEVSKA, Elena. 2014.** *Analysis of Corrosion Resistance Property of Cold Bended 316L and 6Mo Stainless Steel Pipes*. Master of Science in Environmental Technology, University of Stavanger. Stavanger : s.n., 2014. MASTER'S THESIS.

**BARBOSA, Patricia Alves. 2014.** *Estudo do comportamento mecânico na usinagem de aços inoxidáveis*. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. 2014. Tese de Doutorado.

**BHATTACHARJEE, Antara, Amarnath, Lala e Dutta, Krishna. 2017.** Ratcheting Behaviour of a Sensitized Non-Conventional Austenitic. *Procedia Engineering*. 1, 2017, Vol. 184.

**BOGAERTS, Walter. 2008.** *Introduction to Chemical Engineering Materials*. s.l. : Elsevier, 2008.

**BONIARDI, Marco e Casaroli, Andrea. 2014.** *GLI ACCIAI INOSSIDABILI*. Brescia : Grupo Lucefin, 2014.

**BROOKS, Emily K., Brooks, Richard P. e Ehrensberger, Mark T. 2017.** Effects of simulated inflammation on the corrosion of 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering C*. 71, 2017.

**BRUNO, Daniele. 2005.** *Influência do tamanho de grão na corrosão por pite de aço inoxidável austenítico UNS S30100*. UNIFEI. 2005. Projeto de iniciação científica.

**BUSS, GAM, Donath, KS e Vicente, MG. 2011.** Utilização de aços inoxidáveis em implantes. *Boletim Informativo de Tecnovigilância*. dezembro de 2011.

**CAMARGO, Cléber Di-Tano. 2003.** *Estudo comparativo na corrosão em ligas biomédicas*. Universidade Federal de Itajubá. 2003. Dissertação de Mestrado.

**CAMARGO, Robson de. 2008.** *Verificação da usinabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos através do processo de perfuração*. Universidade Estadual de Campinas. 2008. Dissertação de Mestrado.

**CARBÓ, Héctor Mario. 2008.** *Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações*. s.l. : ArcelorMittal Inox Brasil, 2008.

**CASTELETTI, Luiz Carlos, et al. 2010.** Avaliação da resistência a corrosão de aços inoxidáveis com Nb endurecíveis por precipitação. *Revista Escola de Minas*. 1, 2010, Vol. 63.

**CAVALER, Luiz Carlos de Cesaro. 2010.** *Parâmetros de conformação para a estampagem incremental de chapas de aço inoxidável AISI 304L*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2010. Tese de Doutorado.

**CÉ, Nataly Araujo. 2010.** *Avaliação da resistência a corrosão em aços inoxidáveis ASTM F138 empregados em implantes ortopédicos*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2010. Trabalho de diplomação.

**CERDÁN, Clara Escrivà. 2013.** *Caracterización de la pasividad del acero inoxidable UNS N08031 en ácido fosfórico contaminado mediante técnicas electroquímicas*. Universitat Politecnica de Valencia. Valencia : s.n., 2013. Tese de doutorado.

- CHAGAS, G. M. P., et al. 2008.** Thermal Analysis of the Chip Formation in Austenitic Stainless Steel. *14th CIRP Conference on Modeling of Machining Operations*. 2008, 8.
- Chagas, Gil. Magno. Portal. 2015.** *Estudo do processo de formação do cavaco durante o torneamento e sua relação com a microestrutura utilizando métodos de elementos finitos*. Escola Politecnica da Universidade de São Paulo. São Paulo : s.n., 2015. Tese.
- CIFTCI, Ibrahim. 2006.** Machining of austenitic stainless steels using CVD multi-layer coated cemented carbide tools. *Tribology International*. 39, 2006.
- COSTA, Catharina Simoni da. 2013.** *Avaliação quantitativa e qualitativa da rugosidade superficial de resinas compostas com nanopartículas submetidas a diferentes métodos de polimento*. Faculdade de Odontologia, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul. Porto Alegre : s.n., 2013. Tese de Doutorado.
- COSTA, Rytney Santos. 2012.** *Estudo da corrosão do aço inoxidável AISI 304 em álcool etílico hidratado combustível*. Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas. 2012. Tese de Doutorado.
- COUTINHO, Murilo Pereira. 2007.** *Influência da morfologia da superfície na molhabilidade do titânio comercialmente puro*. Instituto Militar de Engenharia. Rio de Janeiro : s.n., 2007. Dissertação de Mestrado.
- DALVI, Ângela Cardoso e Elias, Carlos Nelson. 2015.** Implantes ortodônticos de aço inoxidável. *Revista Militar de Ciência e Tecnologia*. 2015, Vol. 32.
- DALVI, Angela Cardoso. 2014.** *Implantes ortodônticos de aço inoxidável*. Instituto Militar de Engenharia. Rio de Janeiro : s.n., 2014. Tese de Doutorado.
- DIAS, Aline Pires, et al. 2011.** Analysis of parameters machining in ABNT 304 stainless steel as cast by scanning electron microscopy (SEM). *6th Brazilian conference on manufacturing engineering*. 6, 2011.
- DINIZ, Anselmo Eduardo, Marcondes, Francisco Carlos e Coppini, Nivaldo Lemos. 2008.** *Tecnologia da Usinagem dos Materiais*. São Paulo : Artliber, 2008.
- DOERR, Christoph, et al. 2017.** Evaluation of sensitization in stainless steel 304 and 304L using nonlinear Rayleigh waves. *NDT&E International*. 88, 2017.
- FONTANA, Walter Andrey. 2004.** *Estudo do desempenho em fadiga do componente tibial metálico de um modelo de prótese total de joelho*. Porto Alegre :

Universidade Federal do Rio Grande do Sul- UFRGS, 2004. Dissertação de Mestrado.

**GERONIMO, Fabio Henrique Casarini. 2009.** *Estudo da Recristalização Dinâmica do aço Inoxidável F138, Utilizado em Próteses Ortopédicas.* São Carlos : Universidade Federal de São Carlos, 2009. Dissertação de Mestrado.

**GILAPA, Leonidas Cayo Mamani. 2011.** *Efeito do teor de cobre e dos caminhos de deformação na conformabilidade e na martensita induzida por deformação no aço inoxidável austenítico AISI 304.* Universidade Federal de Santa Catarina. 2011. Tese de doutorado.

**GIORDANI, Enrico José, Ferreira, Itamar e Balancin, Oscar. 2010.** Propriedades mecânicas e de corrosão de aços inoxidáveis austeníticos utilizados na fabricação de implantes ortopédicos. *Revista Escola de Minas*. 2010, Vol. 63.

—, **2007.** Propriedades mecânicas e de corrosão de dois aços inoxidáveis austeníticos utilizados na fabricação de implantes ortopédicos. *Revista Escola de Minas*. 60, 2007, pp. 10-13.

**GONZALEZ, Rosalba Esquivel. 2004.** *Estudo de la precipitación en aceros inoxidables austeníticos y su efecto sobre la tenacidad a la fractura a temperaturas criogénicas.* Instituto Politécnico Nacional. Mexico : s.n., 2004. Tese de Doutorado.

**GRAVALOS, Márcio Tadeu. 2008.** *Efeitos da usinagem na integridade superficial de um aço inoxidável superaustenítico.* Campinas : Universidade Federal de Campinas, 2008. Dissertação de mestrado.

**GREGOLIN, Rafael Ferreira. 2013.** *Desenvolvimento, comportamento mecânico e microestrutural de uma prótese mandibular em liga de titânio produzida por sinterização direta a laser de metal (DMLS).* Universidade Estadual Paulista. Ilha Solteira : s.n., 2013. Dissertação de Mestrado.

**GUILHERME, Luis Henrique. 2011.** *Estudo da corrosão em junta Tubo-Espelho soldada por SATG entre as ligas AISI 316L e AISI 444.* Universidade de São Paulo. 2011. Dissertação de Mestrado.

**GULBRANDSEN, Stephani. 2012.** *Stress corrosion cracking of AISI 316L austenitic stainless steel in high temperature ethanol/water environments.* Georgia Institute of Technology. 2012. Dissertação de mestrado.

**HAGBERG, ALBIN e MALM, PETER. 2000.** *Material Deformation Mechanisms during Machining of Superalloys.* Department of Materials and Manufacturing

Technology, Chalmers University of Technology. Gothenburg, Sweden : s.n., 2000. Mestrado.

**HE, C.L., Zong, W.J. e Zhang, J.J. 2018.** Influencing factors and theoretical modeling methods of surface roughness in turning process: State-of-the-art. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 129, 2018.

**HEDSTRÖM, Peter. 2005.** *Deformation induced martensitic transformation of metastable stainless steel AISI 301*. Luleå University of Technology. 2005. Licentiate thesis.

**HOTZ, Hendrik e KIRSCH, Benjamin. 2020.** Influence of tool properties on thermomechanical load and surface morphology when cryogenically turning metastable austenitic steel AISI 347. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020.

**HOW-MING, Lee, et al. 2017.** Stainless Steel Heat Pipe Fabrication, Performance Testing and Modeling. *Energy Procedia*. 1, 2017, Vol. 105.

**IACOVIELLO, Francesco, Cocco, Vittorio Di e D'Agostino, Laura. 2017.** Interganular corrosion susceptibility analysis in austeno-ferritic (duplex) stainless steels. *Procedia Structural Integrity*. 1, 2017, Vol. 3.

**ISHIDA, Marco Aurelio. 2009.** *Avaliação comparativa de barras laminadas do aço AISI 316L com e sem tratamento termico de solubilização*. Universidade Federal do Rio Grande do sul. Porto Alegre : s.n., 2009. Dissertação de Mestrado.

**JINLONG, Lv e Hongyun, Luo. 2014.** Effects of strain and strain-induced  $\alpha'$ -martensite on passive films in AISI 304 austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering C*. 2014, pp. 484-490.

**JÚNIOR, Mario Wolfart. 2002.** *Nitreção a plasma do aço ABNT 316L em baixas temperaturas*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto alegre : s.n., 2002. Tese de Doutorado.

**KANT, Girish e Sangwan, Kuldip Singh. 2014.** Prediction and optimization of machining parameters for minimizing power consumption and surface roughness in machining. *Journal of Cleaner Production*. 2014, Vol. 83.

**KHIDHIR, GAWHAR IBRAHEEM e BABAN, SHERKO. 2019.** Efficiency of dissimilar friction welded 1045 medium carbon steel and 316L austenitic stainless steel. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019.

**KLIAUGA, Andrea Madeira, et al. 2010.** Avaliação da resistência a torção em parafusos utilizados em implantes - Um panorama brasileiro. *Rem: Revista Escola de Minas*. 2010, Vol. 63.

- KONIG, wilfried e Klocke, Fritz. 1997.** *Fertigungsverfahren: drehen, fräsen, bohren*. 5. Berlin : Springer, 1997.
- KORKUT, Ihsan, et al. 2004.** Determination of optimum cutting parameters during machining of AISI 304 austenitic stainless steel. *Materials and Design*. 25, 2004.
- KUMAR, N. Satheesh, et al. 2012.** Effect of spindle speed and feed rate on surface roughness of Carbon Steels in CNC turning. *International Conference on Modeling, Optimization and Computing*. 2012.
- KURC-LISIECKA, W, OZGOWICS e W, RATUSZEK. 2012.** Development of deformation texture of austenitic Cr-Ni steel. *Scientific Proceedings IX International Congress "Machines, Technologies, Materials" 2012*. 2012.
- LABIAPARI, W.S., et al. 2017.** Micro abrasion-corrosion of ferritic stainless steels. *Wear*. 376-377, 2017.
- LAGO, D., et al. 2012.** Estudios preliminares de la zona de soldadura de cápsulas de acero inoxidable austenítico AISI 316L, para fuentes selladas de Cs137. X CONAMET/SAM. Noviembre de 2012.
- LAROSA, Maria Aparecida. 2010.** *Análise da Resistência à Corrosão e ao Desgaste do Aço Inoxidável Austenítico ASTM F 138 Tratado por Laser*. Universidade Estadual de Campinas. 2010. Tese de Doutorado.
- LEE, Jun-Seob, et al. 2016.** Passivation Behavior of Type-316L Stainless Steel in the Presence of Hydrogen Sulfide Ions Generated from a Local Anion Generating System. *Electrochimica Acta*. 2016, Vol. 220.
- LEMO, Georges. 2015.** *Efeito da temperatura de revenido na microestrutura e nas propriedades mecânicas em alta temperatura do aço X22CRMOV12-1*. Universidade Federal de Santa Catarina. 2015. Dissertação de Mestrado.
- LISCHKA, Fernanda Torrens. 2013.** *Efeito do cobre e da deformação no efeito TRIP de um aço inoxidável austenítico AISI 304, avaliado por diversos métodos de análise*. Universidade Federal de Santa Catarina. 2013. Dissertação de Mestrado.
- LUO, H., et al. 2017.** Effect of solution treatment on pitting behavior of 2205 duplex stainless steel. *Arabian Journal of Chemistry*. 2017, Vol. 10, 1.
- LUO, Hong, et al. 2018.** Electrochemical and passive behaviour of tin alloyed ferritic stainless steel in concrete environment. *Applied Surface Science*. 2018, Vol. 439.
- MADERUELO, Alberto Sáez. 2014.** *Comportamiento de aleaciones austeníticas en condiciones de un reactor nuclear avanzado refrigerado por agua supercrítica*. Universidad Rey Juan Carlos. Madrid : s.n., 2014. Tese de Doutorado.

- MALDONADO, Steeve Leonardo Almeida e Carrasco, Cecilia Lizeth Villena. 2009.** *Soldadura fuerte de acero inoxidable austenítico.* Escuela Politecnica Nacional. Quito : s.n., 2009. Trabalho de Conclusão de Curso.
- MARQUES, Bruno José Jordão. 2010.** *O aço inoxidável como ligante no metalduro.* Universidade de Aveiro. Aveiro : s.n., 2010. Dissertação de Mestrado.
- MARTINS, Eva Paganini. 2011.** *Efeito do encruamento na cinética de nitretação de aços inoxidáveis austeníticos.* Universidade Presbiteriana Mackenzie. São Paulo : s.n., 2011. Dissertação de Mestrado.
- MATSUMOTO, Hidekasu, et al. 2004.** Aspectos microestruturais associados a usinabilidade do aço inoxidável martensítico AISI 630. *CBECIMAT, Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciencia dos Materiais.* XVI, 2004.
- MAUROTTO, A., et al. 2017.** Effects of machining abuse on the surface properties of AISI 316L stainless steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping.* 151, 2017.
- MAYER, Patrick, et al. 2018.** Deformation induced hardening when cryogenic turning. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology.* 2018.
- MEDEIROS, Jorge Luis Braz de. 2015.** *Desenvolvimento e análise da influência da oxinitrocarbonetação e acabamento intermediário nas propriedades metalúrgicas e mecânicas de aços inoxidáveis MIM.* Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2015. Tese de doutorado.
- MELO, Maria Cristina Bezerra. 2011.** *Recobrimento eletroquímico de liga de aço 316L a base de fosfato de calcio.* Universidade do Vale do Parnaíba. São José dos Campos : s.n., 2011. Dissertação de Mestrado.
- MÉSZÁROS, Istvan e Prohászka, Janos. 2005.** Magnetic investigation of the effect of alpha line of austenitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology.* 2005.
- METALS, Atlas Specialty. 2013.** *Technical Handbook of Stainless Steels.* Australia : Atlas Steels, 2013.
- MIRANDA, Eurico Fernando de. 2009.** *Comportamento Quanto a Corrosão de Aços Inoxidáveis Na produção de Biodiesel.* Centro Universitario do Instituto de Mauá Tecnologia. 2009. Dissertação de Mestrado.
- MITU, Leonard Gabriel. 2013.** *Methods and techniques for bio-systems materials.* Universitatea Transilvania din Braşov. 2013. Tese de Doutorado.

- MOLLEJA, Javier García. 2012.** *Caracterización de austenita expandida generada por cementación iónica de aceros inoxidables. Estudio de la estabilidad frente a la irradiación con haces de iones ligeros energéticos.* Universidad Nacional de Rosario. Rosario : s.n., 2012. Tese de doutorado.
- MORAES, Fernando Cruz de. 2006.** *Influencia da Microestrutura dos Aços Inoxidáveis (Austeníticos, Ferríticos e Martensíticos) na Proteção Contra a Corrosão por Filmes de Polianilina.* Universidade de São Paulo. 2006. Dissertação de Mestrado.
- MORELO, Fernando. 2014.** *Análise da influência do mandrilamento na integridade superficial do aço inoxidável superduplex.* Universidade Tecnológica Federal do Paraná. 2014. Dissertação de Mestrado.
- MOSTAFA, Eskandari, A. Najafzadeh, A. Kermanpur. 2009.** Effect of strain-induced martensite on the formation of nanocrystalline 316L stainless steel after cold rolling and annealing. *Materials Science and Engineering A.* 2009.
- NASCIMENTO, Luciene Araujo. 2010.** *Estudo da Recristalização Dinâmica Durante a Deformação a quente de Um Aço ISO 5832-9.* Universidade Federal do Maranhão. 2010. Dissertação de Mestrado.
- NAYAK, Shreemoy. Kumar., et al. 2014.** Multi-Objective Optimization of Machining Parameters During Dry Turning of AISI 304 Austenitic Stainless Steel Using Grey Relational Analysis. *Procedia Materials Science.* 2014, Vol. 6.
- OLIVEIRA, Leonardo Albergaria. 2013.** *Influência do metal de adição na susceptibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas dissimilares de aço inoxidável austenítico 316 e aço inoxidável duplex 2304.* Universidade Federal de Itajubá. 2013. Dissertação de Mestrado.
- OLIVEIRA, Luciane Yumi Suzuki de. 2013.** *Modificação da superfície do Ti6Al4V com tratamento smart e revestimento DLC: Estudos tribológicos e caracterização de fragmentos.* Universidade Federal do Paraná. 2013. Tese de Doutorado.
- OLIVEIRA, Raphael Guimarães. 2009.** *Produção e Reciclagem de Aços Inoxidáveis.* Universidade Federal do Rio de Janeiro. 2009. Projeto de Conclusão de Curso em Engenharia Metalúrgica.
- OUTOKUMPU. 2013.** *Handbook of Stainless Steel.* Espoo-Sweden : Sandvikens Tryckeri, 2013.

- OZCELIK, Babur, et al. 2011.** Experimental investigations of vegetable based cutting fluids with extreme pressure during turning of AISI 304L. *Tribology International*. 44, 2011.
- PEREIRA, N. C., et al. 2011.** Avaliação da usinabilidade do aço inoxidável martensítico AISI 420 no estado fornecido e soldado. *CIBEM, Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica*. 10, 2011.
- PINEDO, Carlos Eduardo e Tschiptschin, André Paulo. 2013.** Low temperature plasma carburizing of AISI 316L austenitic stainless steel and AISI F51 duplex stainless steel. *Rem: Revista Escola de Minas*. 2013, Vol. 66.
- PINTO, Daniel Fraga. 2006.** *Comportamento em Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444 Soldado com Aço Inoxidável Austenítico AISI 316LSi, em Meios Contendo Cloretos*. Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal de Ouro Preto. 2006. Dissertação de Mestrado.
- POLINSKI, Everton Luís. 2017.** *Influência da energia de soldagem na resistência a corrosão por pites do aço inoxidável duplex SAF 2205*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre : s.n., 2017. Dissertação de Mestrado.
- POORNA, Chandra, et al. 2018.** Influence Of Machining Parameter On Cutting Force And Surface Roughness While Turning Alloy Steel. *Materials Today: Proceedings*. 2018, Vol. 5.
- QEHAJA, Nexhat, et al. 2015.** Effect of Machining Parameters and Machining Time on Surface Roughness in Dry Turning Process. *25th DAAAM International Symposium on Intelligent Manufacturing and Automation*. 2015.
- RACHADEL, Bernardo João. 2013.** *Estudo para otimização da soldagem MIG/MAG robotizada de peças em aço inoxidável ferrítico conformadas por estampagem*. Universidade Federal de Santa Catarina. 2013. Dissertação de Mestrado.
- RAHMAN, Zia ur, et al. 2017.** The effects of parametric changes in electropolishing process on surface properties of 316L stainless steel. *Applied Surface Science*. 410, 2017.
- RAJAGURU, J e N, Arunachalam. 2018.** Investigation on machining induced surface and subsurface modifications on the stress corrosion crack growth behaviour of super duplex stainless steel. *Corrosion Science*. 141, 2018.

- RAMOS, Julio Endress. 2009.** *Caracterização da estabilidade de aços inoxidáveis austeníticos sem adição de níquel.* Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre : s.n., 2009. Dissertação de Mestrado.
- REZAEI-NEJAD, S. S., et al. 2015.** Formation nanostructure in AISI 316L austenitic stainless steel by friction processing. *Procedia Materials Science.* 2015, Vol. 11.
- RHOUMA, Amir Ben; Sidhom, N.; Makhlouf, K.; Sidhom, H.; Braham, C.; Gonzalez, G. 2019.** Effect of machining processes on the residual stress distribution heterogeneities and their consequences on the stress corrosion cracking resistance of AISI 316L SS in chloride medium. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* 2019, Vol. 105.
- RIBEIRO, João Eduardo, Césara, Manuel Braz e Lopes, Hernâni. 2017.** Optimization of machining parameters to improve the surface quality. *Procedia Structural Integrity.* 2017, Vol. 5.
- RIVAS, Anisleidys González. 2010.** *Determinación del mecanismo de falla de la aleación de prueba incoloy 800HT, instalada en el liner del bajante del reactor 10 - T1, de Orinoco Iron.* Departamento de Ingeniería Metalurgica, Universidad Nacional Experimental Politecnica. 2010. Dissertação de Mestrado.
- ROBERGE, Pierre R. 2000.** *Handbook of Corrosion Engineering.* s.l. : McGraw-Hill, 2000.
- ROCHA, Alexandre da Silva. 2000.** *Influência do estado superficial prévio na nitretação a plasma do aço AISI M2.* Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre : s.n., 2000. Tese de Doutorado.
- ROSA, Guilherme Cortelini da. 2017.** *Estudo da usinabilidade no torneamento a seco do aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido com ferramenta de metalduro.* Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre : s.n., 2017. Tese.
- ROVERE, Carlos Alberto Della. 2011.** *Caracterização da resistencia à corrosão de ligas inoxidáveis Fe-Mn-Si-Cr-Ni-(Co) com efeito de memória de forma.* Universidade Federal de São Carlos. 2011. Tese de Doutorado.
- SABARÁ, Ely Wagner Ferreira. 2013.** *Caracterização Microestrutural e Avaliação da Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis Austeníticos utilizados em aplicações como Biomateriais.* Universidade Federal de São João del-Rei. 2013. Dissertação de Mestrado.
- SANDVIK, Coromant. 2011.** *Manual Técnico.* São Paulo : Elanders, 2011.

- . 2016. *Metal Cutting Technology: Training Handbook*. Sandviken : s.n., 2016.
- SANTOS, José Augusto Zermiani dos. 2008.** *Verificação da sensibilidade dos sinais de vibração, emissão acústica e corrente no acompanhamento da evolução do desgaste de brocas*. Instituto Superior TUPY. Joinville : s.n., 2008. Dissertação de mestrado.
- SANTOS, Marta Ribeiro dos. 2008.** *Efeito do Nitrogênio e do Cobre na Formação da Martensita em Aços Inoxidáveis Austeníticos e sua Influência sobre o Fenômeno de Delayed Cracking*. Universidade Federal de Minas Gerais. 2008. Tese de doutorado.
- SANTOS, Marta Ribeiro dos, et al. 2007.** Efeito do gradiente de martensita induzida por deformação sobre o fenômeno de Delayed cracking em aços inoxidáveis austeníticos. *Revista Escola de Minas*. 10 de 2007, Vol. 60.
- SHAO, H., Liu, L. e Qu, H. L. 2007.** Machinability study on 3%Co–12%Cr stainless steel in milling. *Wear*. 263, 2007.
- SHAW, M.C. 2005.** *Metal cutting principles*. New York, USA : Oxford University Press, 2005.
- SIGNORELLI, Rodrigo Faveret. 2015.** Aços inoxidáveis Outokumpu – Os últimos desenvolvimentos. *12º Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável*. 12, 2015.
- SILVERSTEIN, Ravit, Eliezer, Dan e Glam, Benny. 2017.** Hydrogen Effect on Duplex Stainless Steels at very High Strain Rates. *Energy Procedia*. 107, 2017, Vol. 1.
- SINGH, Manoranjan Kumar e Kumar, Anil. 2011.** Environmental corrosion studies of cold rolled austenitic stainless steel. *International journal of Advanced Scientific and Technical Research*. 2011.
- SOLOMON, Nicolae e Solomon, Iulia. 2017.** Effect of deformation-induced phase transformation on AISI 316 stainless steel corrosion resistance. *Engineering Failure Analysis*. 79, 2017.
- SOLTANI, Ayat. 2013.** *Effect of Adiabatic Heating on Strain Induced Phase Transformations in Stainless Steels*. s.l. : Tampere University TEchnology, 2013. Master of Science Thesis.
- SOUZA, Luciano de. 2006.** *Avaliação dos efeitos dos parâmetros de usinagem e dos tratamentos térmicos no torneamento de tres aços inoxidáveis austeníticos*. Universidade de São Paulo. 2006. Dissertação de mestrado.

- SOUZA, Marcos Motta de. 2011.** *Estudo da Forma e da Rugosidade em Próteses Ortopédicas de Quadril*. Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro : s.n., 2011. Tese de Doutorado.
- STEMMER, Caspar Erich. 2007.** *Ferramentas de Corte II*. Florianopolis : editora da UFSC, 2007.
- TERADA, Maysa. 2008.** *Corrosão em aços inoxidáveis avançados em meios fisiológicos*. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN. 2008. Tese de Doutorado.
- TRENT, E. M. e Wright, P. K. 2000.** *“Metal Cutting”*. 4th . s.l. : Butterworth Heinemann, 2000.
- TROMMER, Rafael Mello. 2006.** *Obtenção e caracterização de revestimentos de hidroxiapatita sobre substratos de aço inoxidável 316L utilizando a técnica de deposição química a vapor assistida por chama*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre : s.n., 2006. Dissertação de Mestrado.
- VÁZQUEZ, Luis Alberto Nuricumbo. 2013.** *Caracterización de grado de sensibilización de acero inoxidable austenítico AISI 316 a deformaciones previas*. Universidad Nacional Autónoma de México. México : s.n., 2013. Trabalho de Conclusão de Curso.
- VINCENTIS, N.S. De., et al. 2017.** Strain path dependence of anisotropic microstructure evolution on low Stacking Fault Energy F138 steel. *Materials Science & Engineering A*. 2017, Vol. 698.
- WILBERT, Hans-Peter. 2015.** *Edelstahl Rostfrei – Eigenschaften: Merkblatt 821*. Düsseldorf : s.n., 2015.
- WINTERS, Gary L. e Nutt, Michael J. 2003.** *Stainless Steels for Medical and Surgical Applications*. Pittsburgh : ASTM International, 2003.
- XAVIOR, M. Anthony e Adithan, M. 2009.** Determining the influence of cutting fluids on tool wear and surface roughness during turning of AISI 304 austenitic stainless steel. *Journal of materials processing technology*. 209, 2009.
- YASUO, Yamane, et al. 2017.** A new quantitative evaluation for characteristic of surface roughness in turning. *Precision Engineering*. 2017, Vol. 50.
- ZHANG, H., et al. 2018.** Effect of Ni content on stainless steel fabricated by laser melting deposition. *Optics and Laser Technology*. 2018, Vol. 101.

**ZHOU, J., et al. 2017.** Effect of surface mechanical attrition treatment on low cycle fatigue properties of an austenitic stainless steel. *International Journal of Fatigue*. 2017, Vol. 103.